



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

OVĚŘENÍ KOROZNÍ ODOLNOSTI HYPERDUPLEXNÍ AUSTENITICKO-FERITICKÉ KOROZIVZDORNÉ OCELI

VERIFICATION OF CORROSION RESISTANCE OF HYPERDUPLEX AUSTENITIC-FERRITIC STAINLESS
STEEL

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Ota Trkola

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Miloš Kaněra

BRNO 2024

Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav strojírenské technologie
Student: **Ota Trkola**
Studijní program: Strojírenství
Studijní obor: Strojírenská technologie
Vedoucí práce: **Ing. Miloš Kaněra**
Akademický rok: 2023/24

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.1111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Ověření korozní odolnosti hyperduplexní austeniticko–feritické korozivzdorné oceli

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Austeniticko–feritické oceli označované jako duplexní obsahují ve struktuře optimálně 50 % feritu a 50 % austenitu. Hodnocení odolnosti ocelí proti bodové korozi je možné popsat hodnotou PRE (pitting resistance equivalent). Pomocí hodnoty PRE jsou duplexní oceli rozděleny do skupin. Jedna ze skupin ocelí s hodnotou PRE vyšší než 48 se nazývá hyperduplexní. Tyto korozně odolné oceli otevírají nové možnosti pro průmysl zpracovávající ropu a zemní plyn.

Cíle bakalářské práce:

Cílem bakalářské práce je provedení literární rešerše se zaměřením na testování korozní odolnosti duplexních ocelí. V experimentální části bude proveden korozní test vybraných ocelí a jejich porovnání vzhledem k hyperduplexní oceli.

Seznam doporučené literatury:

GUNN, Robert N. Duplex Stainless Steels: Microstructure, properties and applications. Cambridge: Abington Publishing, 1997. ISBN 1-85573-318-8.

ČÍHAL, Vladimír. Korozivzdorné oceli a slitiny. Praha: Academia, 1999. ISBN 80-200-0671-0.

ŠENBERGER, Jaroslav. Metalurgie oceli na odlitky. V Brně: VUTIUM, c2008. ISBN 978-80-214-3632-9.

FRANCIS, Roger. Corrosion of Duplex Stainless Steels: A Practical Guide for Engineers. 2018. ISBN 978-1-57590-369-9.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2023/24

V Brně, dne

L. S.

Ing. Jan Zouhar, Ph.D.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jiří Hlinka, Ph.D.
děkan fakulty

ABSTRAKT

Bakalářská práce se zabývá korozní odolností odlité hyper duplexní austeniticko-feritické oceli. Jedná se o perspektivní korozivzdornou ocel, která by v budoucnu mohla být aplikována do slévárenské praxe jako materiál odlitků. Teoretická část obsahuje rozbor principů koroze a vliv chemického složení na strukturu a vlastnosti ocelí. Značná část je věnována duplexním ocelím, zejména jejich odolností proti lokálním typům koroze, které vyjadřuje teoretické číslo PRE. Praktická část práce je zaměřena na testování korozní odolnosti hyper duplexní oceli za pomoci korozní zkoušky dle normy ASTM G48. Vyhodnocení probíhá porovnáním korozního napadení s dalšími slitinami.

Klíčová slova

hyper duplexní ocel, odlitky, koroze, odolnost, PRE, ASTM G48

ABSTRACT

The bachelor's thesis deals with the corrosive resistance of a cast hyper duplex austenitic-ferritic steel. It is a prospective stainless steel that could be applied in foundry practice as a casting material in the future. The theoretical part contains an analysis of the principles of corrosion and the influence of the chemical composition on the structure and properties of steel. A significant part concerns duplex steels, especially their resistance to local types of corrosion expressed by the theoretical PRE number. The practical part of the work focuses on testing the corrosion resistance of hyper duplex steel using the corrosion test according to the ASTM G48 standard. The evaluation compares the corrosion attack with other alloys.

Keywords

hyper duplex steel, casting, corrosion, resistance, PRE, ASTM G48

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

TRKOLA, Ota. *Ověření korozní odolnosti hyperduplexní austeniticko-feritické korozivzdorné oceli* [online]. Brno, 2024. Dostupné z: <https://www.vut.cz/studenti/zav-prace/detail/157651>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Miloš Kaněra.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma Ověření korozní odolnosti hyperduplexní austeniticko-feritické korozivzdorné oceli vypracoval samostatně s využitím uvedené literatury a podkladů, na základě konzultací a pod vedením vedoucího práce.

V Brně, 24.5.2024

místo, datum

Ota Trkola

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji tímto Ing. Milošovi Kaněrovi za cenné připomínky a rady, které mi poskytl při vypracování bakalářské práce. Dále děkuji za poskytnutí zkušebních vzorků a pomoc při jejich vyhodnocení. V neposlední řadě bych chtěl poděkovat své rodině a známým za podporu v průběhu studia.

OBSAH

Zadání práce

Abstrakt

Bibliografická citace

Čestné prohlášení

Poděkování

Obsah

ÚVOD	9
1 ROZBOR ZADÁNÍ.....	10
2 KOROZNÍ PROCESY	11
2.1 Koroze	11
2.1.1 Charakter lokálního korozního napadení	12
2.2 Ochrana proti korozi	14
3 KOROZIVZDORNÉ OCELI	15
3.1 Pasivace	15
3.2 Moření	15
3.3 Vliv legování na strukturu	16
3.4 Jednofázové oceli	18
3.5 Duplexní oceli	20
3.5.1 Vlastnosti a použití	22
3.5.2 Třídy	22
3.5.3 Intermetalické fáze	24
3.5.4 Mechanismy koroze.....	26
3.5.5 Účinky vybraných legujících prvků	26
4 NIKLOVÉ SLITINY.....	28
5 TESTOVÁNÍ KOROZE	29
5.1 Výběr korozní zkoušky	29
5.2 Příprava vzorků	31
5.3 Průběh korozní zkoušky	34
5.4 Vizuální vyhodnocení.....	34
5.4.1 Metalografické výbrusy	36
5.5 Hmotnostní vyhodnocení	39
ZÁVĚR.....	41

Seznam použitých zdrojů

Seznam použitých symbolů a zkratek

ÚVOD

Nejpoužívanějším materiálem nástrojů, strojů nebo konstrukcí je již po dlouhá staletí ocel. Důvodem je poměrně jednoduché metalurgické zpracování a vynikající mechanické či fyzikální vlastnosti. Již v počátcích využívání oceli bylo zpozorováno, že po čase ztrácí svoji kvalitu a má tendenci se vracet do přirozeného oxidického stavu. Tento jev je problémem i v dnešní době a má velké dopady na všechny odvětví průmyslu.

Dnešní doba vyvíjí stále větší tlak na zlepšení parametrů strojů, zařízení či jednotlivých komponent. S tím se pojí také nutnost volit materiály s vyšší životností, mechanickými a fyzikálními vlastnostmi a v neposlední řadě také s nižší cenou. Především odlitky využívané při těžbě ropy nebo při odsolování mořské vody jsou vystaveny vysoce agresivním prostředím, ve kterých není možné použít běžné konstrukční oceli a mnohdy ani obvykle využívané korozivzdorné oceli. Proto jsou často využívány superslitiny na bázi niklu. Tyto slitiny zaručují perfektní odolnost proti korozi, ale nevýhodou je jejich cena, která je mnohem vyšší než u korozivzdorných ocelí. [1]

Z tohoto důvodu se nynější výzkum stále věnuje takto starému materiálu jako je ocel. Vzhledem k neustálému vývoji technologií v oblasti metalurgie ocelí, zejména sekundární metalurgie, je možné vyrábět stále odolnější oceli, které jsou materiálem nabízející levnější alternativu k niklovým slitinám. V posledních letech je pozornost upřena především na duplexní oceli, respektive hyper duplexní. [1]

1 ROZBOR ZADÁNÍ

Hyper duplexní ocel je poměrně nový materiál a pro odlitky se v praxi prozatím nevyužívá. Jedná se o vývojově nejnovější duplexní ocel, která by na základě chemického složení měla dosahovat především lepší korozní odolnosti proti lokálnímu napadení než předchozí třídy. Mnohdy je hyper duplexní ocel porovnávána se slitinami na bázi niklu nebo s austenitickými oceli, protože tyto slitiny mají obecně výbornou odolnost proti koroznímu napadení a v technické praxi jsou hojně využívány. Problémem je, že doposud nebylo provedeno mnoho studií zabývajících se porovnáváním korozní odolnosti s nižšími třídami duplexních ocelí, popřípadě s oceli austenitickými nebo niklovými slitinami.

Cílem této práce je porovnat korozní odolnost hyper duplexní oceli na odlitky ASTM A890 7A s ostatními materiály, a to za pomoci korozní zkoušky. Mezi vybrané slitiny, se kterými bude porovnávána korozní odolnost, patří:

- super duplexní ocel ASTM A890 – 5A,
- super duplexní ocel ASTM A890 – 6A,
- austenitická ocel 1.4309,
- Inconel 718.

Jejich chemické složení a hodnoty PRE_w jsou uvedeny v **tab. 1**. Tyto materiály byly odlity do tvaru hranolu, z něhož budou připraveny testovací vzorky. Dále bude také vybrán vhodný korozní test. Vyhodnocení korozního napadení jednotlivých slitin bude provedeno vizuálně, hmotnostně a za pomoci metalografických výbrusů.

Tab. 1 Chemické složení v hmot. % vybraných slitin k testování.

	Super duplex	Super duplex	Hyper duplex	Austenitická ocel	Slitina niklu
	ASTM A890 5A	ASTM A890 6A	ASTM A890 7A	1.4309	Inconel 718
C	0,03	0,029	0,019	0,02	-
Mn	1,05	0,80	1,63	1,16	0,21
P	0,022	0,028	0,015	0,011	-
S	0,013	0,016	<0,150	0,016	-
Si	0,46	0,52	0,41	0,47	0,34
Cr	26,64	24,91	26,70	18,10	19,08
Ni	6,35	6,41	7,28	8,70	51,58
Mo	3,56	3,14	2,99	0,35	2,77
N	0,25	0,27	0,36	0,07	-
Cu	0,06	0,70	0,44	0,04	-
W	-	0,77	3,39	-	-
Ce+La	-	-	0,038	-	-
Nb	-	-	-	-	5,38
Al	-	-	-	-	0,45
Ti	-	-	-	-	1,29
PRE_w	42,4	40,8	47,9	20,4	-

2 KOROZNÍ PROCESY

Korozní prostředí, kterým musí materiály odolávat, jsou velice rozmanitá a liší se svojí agresivitou. Z ekonomického hlediska není možné využívat vysoce odolné materiály proti korozi pro všechny aplikace. Materiál je proto vždy nutné volit s ohledem na prostředí, ve kterém bude odlitek využit. Může se jednat o zemskou atmosféru, půdy, přírodní vody, kyseliny, zásady nebo organické chemikálie. Z tohoto důvodu se využívá nespočet typů korozi-vzdorných ocelí nebo niklových slitin, které mají odlišnou odolnost vzhledem k těmto prostředím. [2]

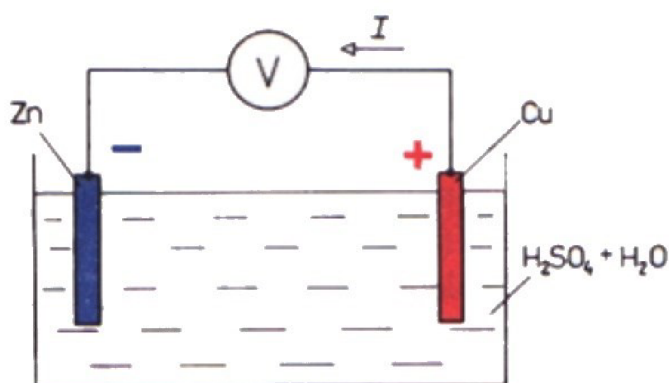
2.1 Koroze

Aby bylo možné rozhodnout, pro které aplikace je daný materiál vhodný, popřípadě zhodnotit jeho odolnost, je důležité porozumět, jakým způsobem může k samotné korozi docházet a jaké jsou její typy.

Korozi lze definovat jako samovolné chemické nebo elektrochemické porušování materiálu, které je způsobeno převážně plynnými a kapalnými látkami. Jedná se o reakci s okolním prostředím, při které atomy kovu ztrácí své elektrony. Z předchozí definice plyne, že ji lze rozdělit na chemickou a elektrochemickou. [1]

Chemická koroze je reakce kovu s elektricky nevodivým prostředím. Nejčastěji se jedná o reakce mezi pevnými a plynnými látkami. K tomuto ději dochází za pokojové teploty a s jejím nárůstem je tato reakce intenzivnější. Příkladem chemické koroze za zvýšené teploty je oxidace oceli v průběhu kování, při němž se tvoří okuje. [1]

Druhý typ koroze je elektrochemická. Probíhá podobně jako děj v galvanickém článku, a to v případě, že jsou materiály vystaveny prostředí, které je schopno vést elektrický náboj. Toto prostředí se nazývá elektrolyt. Může jím být například voda, která obsahuje různé kyseliny nebo soli. Příkladem takové kyseliny je kyselina sírová (H_2SO_4) na **obr. 1**. V elektrolytech je proud veden pomocí iontů, které vznikají disociací látek. Při elektrochemické korozi jsou jednotlivé kovy elektrody, na kterých probíhá oxidačně – redukční reakce. Každý kov má různý elektrodový potenciál. V případě, že ho má kladný, jedná se o kov ušlechtilý. Zástupcem takového kovu je měď. Naopak kovy se záporným potenciálem jsou méně ušlechtilé, například zinek. Všechny kovy jsou dle ušlechtilosti sestaveny do takzvané Beketovovy řady napětí. Z mědi a zinku je sestaven Voltův článek na **obr. 1**, pomocí kterého je možné lépe pochopit elektrochemickou korozi. Na anodě, kterou je méně ušlechtilý kov, probíhá anodový děj. Při tomto ději dochází k oxidaci, a tedy ke korozi neboli ztrátě elektronů. Naopak kov, který je více ušlechtilý, je katoda a probíhá zde redukce. Při redukci elektroda přijímá elektrony. [1; 3; 4]



Obr. 1 Voltův článek. [5]

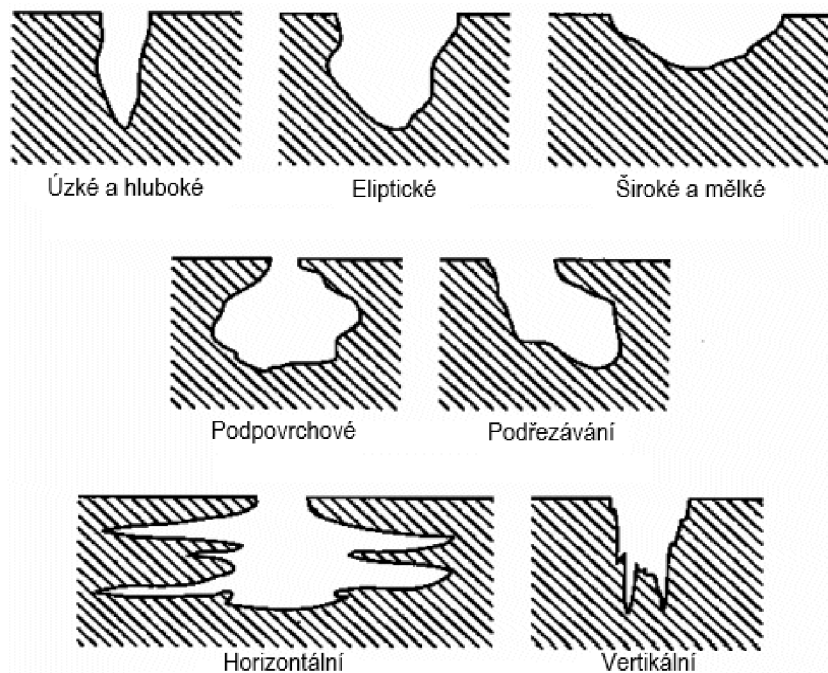
Dále lze korozi rozdělit dle povahy korozního napadení na:

- a) rovnoměrnou korozi – při tomto typu dochází k napadení celého povrchu rovnoměrně. Korozní degradaci lze snadno odhalit a popřípadě ji zabránit například povrchovou úpravou. Z tohoto důvodu se jedná o méně nebezpečný druh koroze. [1; 2]
- b) nerovnoměrnou korozi – tímto typem koroze jsou ohroženy především slitiny, které jsou schopné pasivace povrchu. Mechanismus pasivace bude detailněji popsán později, avšak pro pochopení nerovnoměrné koroze je třeba uvést, že při pasivaci dochází k tvorbě povlaku, který je schopen zpomalit korozi, zejména rovnoměrnou. V agresivních prostředích totiž může dojít k lokálnímu porušení této vrstvy, která vede ke vzniku nerovnoměrné koroze. V místě porušení následně dochází k napadení povrchu součásti či pouze některých struktur. Jedná se například o důlkovou, mezikrystalovou a štěrbinovou korozi, popřípadě o korozní praskání. Tyto druhy koroze jsou řazeny mezi více nebezpečné, protože je složitější jejich odhalení, a to z důvodu, že nemusí docházet ke zjevné změně na povrchu součásti. [1; 2]

2.1.1 Charakter lokálního korozního napadení

Mezi typické nestejněměrné korozní napadení patří:

- bodová neboli důlková koroze – též označována jako pitting. Vyskytuje se nejčastěji u korozivzdorných ocelí obsahujících pasivační vrstvu. Při mechanickém nebo chemickém porušení této vrstvy, dále také při výskytu nekovových vměstků, se mohou v těchto místech koncentrovat chloridy. Jejich koncentrace začne zvyšovat agresivitu prostředí, což má za následek lokální porušování pasivační vrstvy a tvorbu důlků. Ty jsou malé a vzniká v nich anodová oblast. Okolní pasivační vrstva je poté katoda. Následně probíhá oxidace dle principu elektrochemické koroze, která proniká do značných hloubek. Napadení je tedy pouze lokální a může mít různé tvary, které jsou zobrazeny na **obr. 2**. Lze je odhalit na metalografickém výbrusu. Odolnost proti tomuto typu koroze vyjadřuje hodnota PRE (pitting resistance equivalent). [6; 7; 8; 9]



Obr. 2 Typy důlkového korozního napadení. [10]

- štěrbinová koroze – tento typ koroze vzniká v oblastech styku dvou povrchů, kde dochází ke špatnému oběhu prostředí. Může se jednat o styk kov – kov nebo

kov – nekov. Nejčastěji se vyskytuje ve spojích mezi díly, pod těsněním anebo uvnitř prasklin. Náchylnost vzniku je ovlivněna jakostí pasivační vrstvy, koncentrací iontů a také geometrií štěrbin. Čím užší a hlubší je mezera mezi povrchy, tím je větší pravděpodobnost vzniku štěrbinové koroze. Při vzniku bývá mezera mezi povrchy v rozmezí od 0,025 do 0,15 mm. [1; 11; 12; 13; 14]

- mezikrystalová koroze – vyskytuje se zejména u korozivzdorných ocelí, které jsou buď svařované, anebo tepelně zpracované při teplotách mezi 425 až 815 °C. Při svařování dochází k mezikrystalové korozi nejčastěji v tepelně ovlivněné oblasti. Mezikrystalová koroze probíhá podél hranic zrn, neboť v těchto místech dochází k precipitaci karbidů chromu, což má za následek ochuzení sousedních oblastí o chrom a snížení korozivzdornosti. Následkem tohoto procesu dochází ke vzniku koroze, jež se šíří do značných hloubek, porušuje soudružnost zrn a snižuje mechanické vlastnosti oceli. V mezních případech může dojít až k rozpadu materiálu na prášek, který je tvořen jednotlivými zrny. [1; 6; 9]

Hlavním prvkem ovlivňující tento typ koroze je uhlík, protože tvoří karbidy chromu. Existuje několik možností, jak tomuto zabránit. První možnost je snížení obsahu samotného uhlíku, aby byl rozpuštěn pouze v matici. Další možnost je přidání stabilizačních prvků, které jsou silně karbidotvorné a mají tedy vyšší afinitu k uhlíku, než má železo. Mezi takové prvky patří titan nebo niob. Třetí možnost je vytvoření austeniticko-feritické struktury, která přítomností feritu pozitivně ovlivňuje odolnost proti mezikrystalové korozi. To je způsobeno zvýšením povrchu hranic zrn mezi fázemi. Dále také vysokou rychlostí difuze chromu ve feritu, který tak rychleji difunduje do ochuzených míst. Difuze ve feritu je oproti austenitu rychlejší přibližně stokrát. [1; 11]

- korozní praskání – tento typ korozního napadení probíhá za vzájemného působení tahových napětí a koroze. Tyto napětí mohou v materiálu vzniknout například svařováním, tvářením za studena, některými typy tepelného zpracování anebo vnějším zatížením. Čisté kovy bývají vůči koroznímu praskání odolné, ty se ale v technické praxi nevyužívají. Jejich slitiny už odolné nebývají, a proto je třeba věnovat tomuto napadení pozornost. Při korozním praskání v součásti vznikají praskliny, které se následně šíří interkrystalicky, transkrystalicky nebo kombinovaně. Průběh je velmi rychlý a není dobře předvídatelný, proto bývá v průmyslu velmi závažným typem selhání. Korozní praskání může probíhat i v málo agresivních prostředích, ale převážně probíhá v chloridech a hydroxidech. Nejznámější je transkrystalické korozní praskání u austenitických ocelí v prostředí chloridů. Odolnost proti praskání ovlivňuje chemické složení, krystalografická mřížka (FCC je méně odolná v porovnání s BCC mřížkou), velikost zrna aj. Jako prevenci lze zvolit korozně odolnější materiál a pokud to není možné, lze aplikovat žíhání ke snížení vnitřního napětí. [1; 2]

Speciálním typem je korozní únava, která se projevuje při cyklickém namáhání. V tomto případě se nelze řídit mezi únavy materiálu, protože vlivem koroze dochází ke změně průřezu. [1]

- biologická koroze – tento typ koroze způsobují různé druhy bakterií, které potřebují pro přežití kyslík. Mohou ji též způsobovat organismy jako jsou plísně, řasy nebo měkkýši. Na povrchových štěrbinách, nečistotách nebo okujích vytvoří slizovitý povlak, který poté zachycuje ionty chlóru nebo sloučeniny železa, síry či manganu. Bakterie tyto sloučeniny mohou přeměnit až na kyselinu sírovou nebo chlorid železitý či manganitý. Vytvoří se tak charakteristická červenohnědá usazenina, která podporuje vznik bodové a štěrbinové koroze. Při ideálních podmínkách pro bakteriální růst, který je kolem 45 °C, mohou bakterie porušit pasivační vrstvu již v řádu několika málo hodin. [1]

2.2 Ochrana proti korozi

Jeden ze způsobů zlepšení korozní odolnosti materiálů je za pomoci povrchových úprav. Na povrch materiálu se nanáší různé typy vrstev, které mají odlišné chemické a fyzikální vlastnosti od základního materiálu. Především musí mít lepší korozní odolnost. Tyto vrstvy izolují základní materiál od okolního prostředí a využívají se u ocelí, které nejsou korozivzdorné. [15]

Před samotným nanášením je nutné nejprve základní materiál mechanicky nebo chemicky očistit. Následně se aplikují různé typy povlaků, které mohou být:

- organické,
- anorganické nekovové,
- kovové.

Organické povrchové úpravy se provádí aplikací nátěrových hmot a jsou nejpoužívanějším způsobem ochrany materiálů. Mimo korozní odolnost mohou zlepšovat například i odolnost proti otěru. Mezi anorganické nekovové povlaky lze zařadit konverzní vrstvy vytvořené fosfátováním nebo chromátováním. Lze sem zařadit také povlaky s bariérovým efektem, a tedy různé keramické, smaltové a plastové povlaky. Pro oceli se však nejčastěji používá fosfátování, které se vytváří ponorem nebo postřikem. Vzniká vrstva fosforečnanů, která reaguje se základním kovem. Zároveň může sloužit jako podklad pro organické nátěry. Cenově příznivější jsou vrstvy tvořené chromátováním. Povlak je tvořen hydroxidem chromitým a hydroxidem základního kovu. Může sloužit též jako podklad pro organické nátěry nebo jako finální vrstva. [15; 16]

Kovové povlaky je možné aplikovat ponorem, žárovým stříkáním, plátováním nebo galvanickým pokovováním. Ponorem se zhotovují například zinkové povrchy. Po ponoření ocelového dílu do zinkové taveniny, vzniká při následném tuhnutí vazba mezi železem a zinkem. Žárové stříkání se provádí metalizačními pistolemi, které jsou dle principu různých konstrukcí. Nanášení je možné plamenem, elektrickým obloukem nebo plazmou. Výsledná vrstva má tloušťku od 10 μm . Plátováním se na uhlíkovou ocel nanáší například vrstva z korozivzdorné oceli nebo jiných kovů, jako kupříkladu mosaz. [15; 16]

Galvanickým pokovováním se zhotovují vrstvy o tloušťce 10^{-3} až 10^{-4} mm. Nanášení se provádí elektrolýzou. Dle principu nanášení se rozlišuje galvanické pokovování:

- katodické,
- anodické.

Katodické se využívá, pokud se na ocel nanáší ušlechtlejší kov. Anodické pokovování se naopak uplatňuje při nanášení méně ušlechtilého kovu. V případě oceli se může jednat například o zinek. Mezi nejčastější galvanické pokovování se řadí:

- mědění,
- zinkování,
- niklování,

přičemž v menší míře se aplikuje též zlacení, stříbření, rhodiování, mosazení atd. Galvanické zinkování je často používané pro ocelové i litinové odlitky. Jedná se ve většině případů o konečnou úpravu, ovšem v některých situacích lze ještě nanést konverzní vrstvu chromátováním. Galvanické niklování je nejstarší metoda elektrolytického pokovování. Jedná se o korozně velmi odolné povlaky s příznivou odolností proti mechanickému opotřebení. [17; 15; 16]

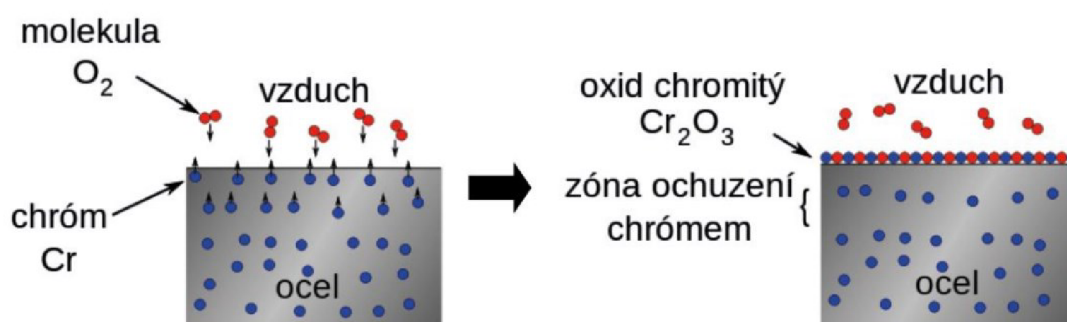
3 KOROZIVZDORNÉ OCELI

Základními prvky tvořící ocel jsou železo a uhlík. Při výrobě korozivzdorných ocelí se dále přidávají takzvané legující prvky. Nejenže zlepšují korozní odolnost, ale také mění strukturu oceli. To má dále dopad na mechanické, fyzikální a jiné vlastnosti oceli. Jak již bylo zmíněno, zlepšení korozních vlastností je postavené na jevu, jenž se nazývá pasivace.

3.1 Pasivace

Nejprve je důležité si uvědomit, že při pasivaci dochází pouze k částečné odolnosti neboli ke zpomalení koroze. Nejedná se o absolutní odolnost. Je to také jeden z hlavních důvodů, proč se tyto oceli správně nazývají korozivzdorné. V technické praxi jsou tyto oceli nepřesně nazývány nerezové, a to i přesto, že částečně korozi podléhají. Jak již bylo zmíněno, dochází zejména ke korozi lokální.

Pasivace je samovolný proces vzniku oxidických povlaků, jenž slouží jako vrstva zpomalující korozi. Největší vliv na pasivaci má chrom, který při obsahu v matrici vyšším než je 10,5 hmot. %, vytváří stálé oxidy na povrchu oceli, a to především oxidy Cr_2O_3 (**obr.3**). Tento jev je možný z důvodu vyšší afinity chromu ke kyslíku, než má železo. Chrom se tak váže na kyslík a zpomaluje korodování oceli. V případě nižšího obsahu chromu by docházelo k tvorbě oxidů železa, a tedy k porušování oceli. Vrstva není tvořena pouze oxidy chromu, ale také například oxidy molybdenu. Tloušťka vrstvy se pohybuje od 1 do 10 nm. [10; 18; 19; 20; 21]



Obr. 3 Mechanismus vzniku pasivační vrstvy. [22]

3.2 Moření

K pasivaci může docházet pouze na čistém kovovém povrchu. Pokud dojde k jeho kontaminaci například částicemi oxidů železa, uhlíkatým materiálem atd., může se v těchto místech iniciovat důlková koroze nebo další typy lokálního napadení. Z tohoto důvodu se provádí takzvané moření korozivzdorných ocelí, kterým lze odstranit tenkou kovovou vrstvu na povrchu. Tím se zajistí čistý povrch oceli a sníží riziko vzniku lokalizované formy koroze. [23]

Moření je chemické čištění, které se provádí nejčastěji v žiravinách jako je kyselina dusičná nebo fluorovodíková za teplot kolem 90 °C. V dnešní době se začínají aplikovat i přípravky na bázi hydroxidu sodného, popřípadě manganistanu draselného. Jedná se například o Ardox 188 nebo 1873A. Moření lze také provádět celou řadou způsobů. Pro celé dílce nebo konstrukce se nejčastěji využívá moření: [23]

- v lázni,
- postřikem,
- cirkulací mořidla.

Pro moření menších ploch se používá moření: [23]

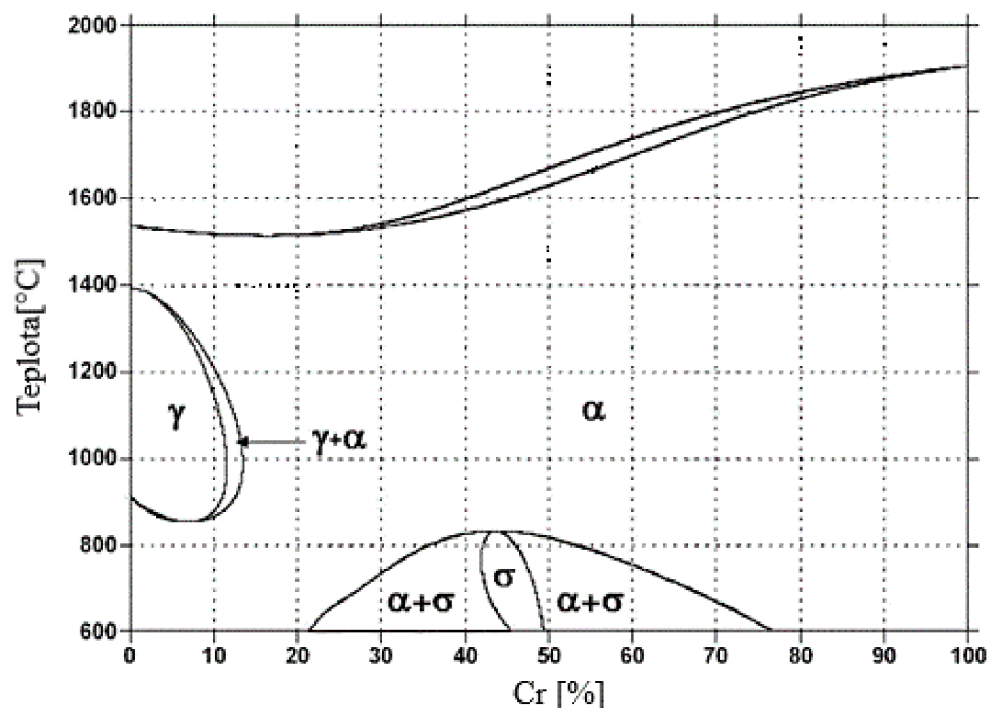
- nanášením gelů a past za pomoci štětce,
- elektrochemické.

Praktickým příkladem může být okolí svaru, kdy se v TOO tvoří oxidické vrstvy a vznikají takzvané náběhové barvy. Tímto termínem se popisuje zbarvení povrchu svaru, který může být modrý, hnědý nebo černý. V této oblasti pak dochází k ochuzení obsahu chromu a ke snížení schopnosti pasivace. Moření se v tomto případě provádí právě nanášením média štětce, čímž se obnoví pasivační vrstva pouze lokálně v okolí svaru. [24]

Doba moření je závislá na typu korozivzdorné oceli a použité kyselině. Pohybuje se od 5 do 30 min. Po samotném procesu moření je nutné provést důkladný oplach vodou. Pokud se překročí doporučená doba moření nebo se zanedbá oplach, může dojít ke vzniku koroze. V případech, kdy je kladen důraz na optické vlastnosti výrobku, oplach se provádí demineralizovanou vodou. Důležité je, že po moření zůstává povrch oceli matný. Pro dosažení lesklého povrchu lze využít alternativu k moření, kterou je elektrolytické leštění, při kterém však dochází ke zdatelnému úběru samotného materiálu. [25; 26]

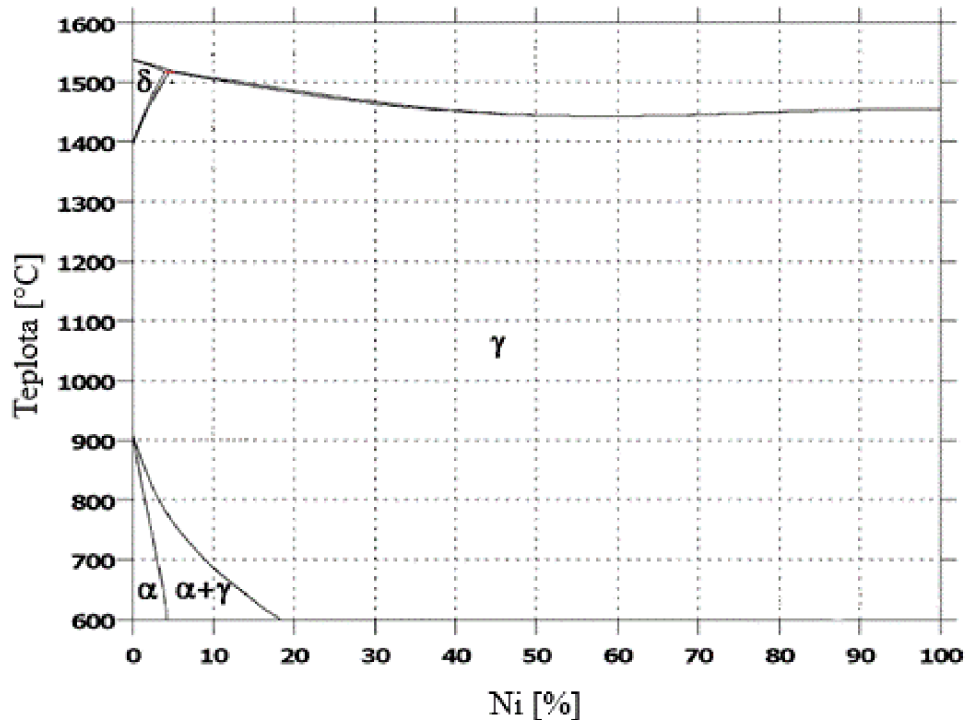
3.3 Vliv legování na strukturu

Legující prvky mají zásadní vliv na výslednou strukturu oceli. Například již několikrát zmíněný chrom zužuje oblast austenitu – označována jako oblast γ . Jedná se tedy o feritotvorný prvek, jelikož při zúžení oblasti austenitu dochází k rozšíření oblasti feritu – označován jako α . Pro přiblížení tohoto efektu je možné využít rovnovážný diagram Fe-Cr, který je na **obr. 4**. Tento obrázek znázorňuje uzavřenou oblast austenitu. Zvýrazněný jev umožňuje existenci feritických ocelí. [9]



Obr. 4 Rovnovážný diagram Fe-Cr. [27]

Druhým nejdůležitějším prvkem v korozivzdorných ocelích je nikl, který naopak oblast austenitu rozšiřuje. Z tohoto důvodu nazýváme nikl prvkem austenitotvorným. Rozšíření oblasti austenitu může způsobit teplotní stabilitu i za pokojové teploty. Tento vliv je patrný z diagramu Fe-Ni na **obr. 5** a umožňuje například vznik austenitických ocelí. [9]

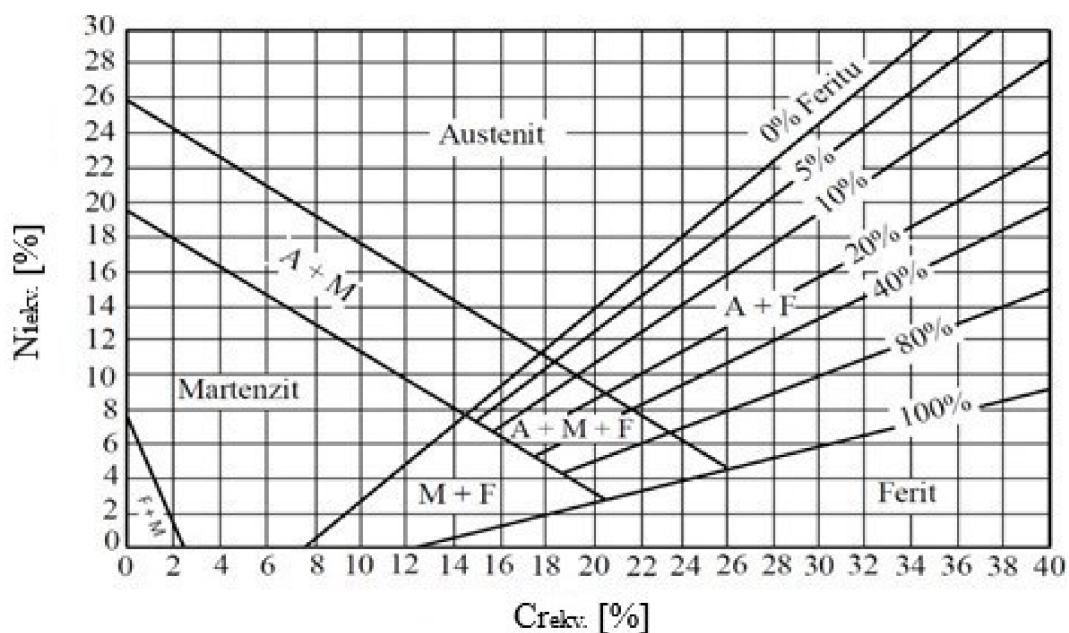


Obr. 5 Rovnovážný diagram Fe-Ni. [27]

Chrom a nikl nejsou jediné prvky, které se používají k legování korozivzdorných ocelí. Mezi další feritotvorné prvky patří křemík, molybden, niob, titan či vanad. K austenitotvorným prvkům se dále řadí například mangan, uhlík, dusík a měď. V závislosti na chemickém složení je možné určit přibližnou strukturu v oceli pomocí Schaefflerova diagramu, zobrazeného na obr. 6. Tento diagram využívá $Ni_{ekv.}$, který zahrnuje vliv austenitotvorných prvků a $Cr_{ekv.}$, zahrnující vliv feritotvorných prvků. Tyto ekvivalenty je možné vypočítat dle vztahů 3.1 a 3.2.

$$Ni_{ekv.} = \%Ni + 0,5 \cdot \%Mn + 30 \cdot \%C \quad (3.1)$$

$$Cr_{ekv.} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb \quad (3.2)$$



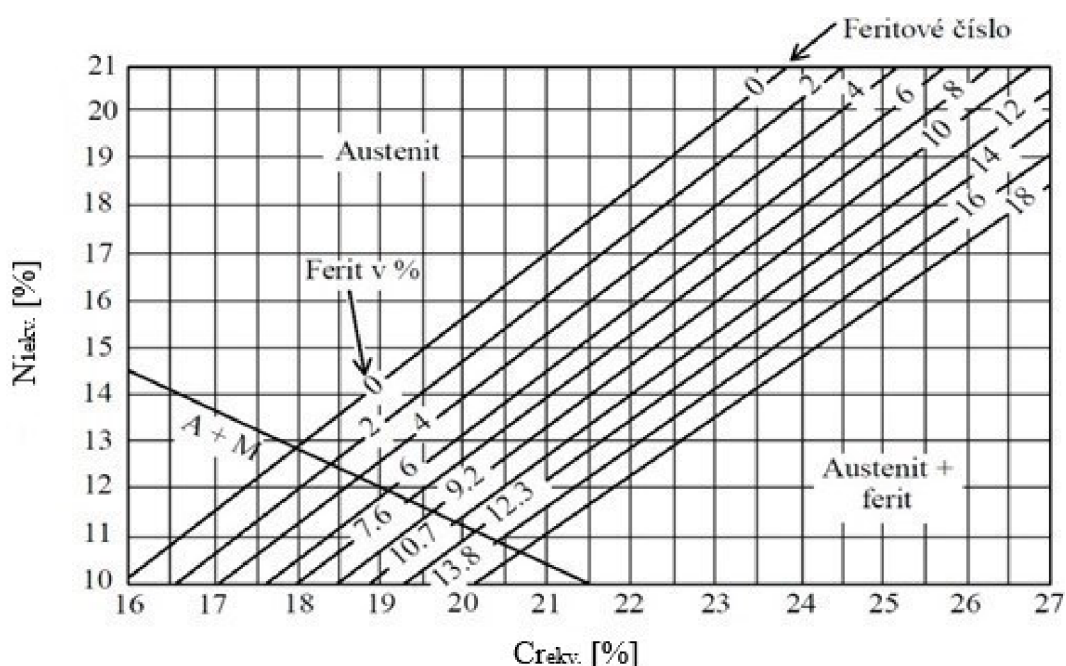
Obr. 6 Schaefflerův diagram. [28]

V diagramu je na vodorovné ose ekvivalent chromu a na svislé ose niklový ekvivalent. Protnutím jejich hodnot je možné graficky určit přibližnou strukturu. Z diagramu lze mimo fázi ve struktuře určit i procentuální obsah feritu, jehož obsah v korozivzdorných ocelích hraje důležitou roli, jelikož ovlivňuje vlastnosti, jako například houževnatost či korozní odolnost. [2; 9; 27; 29]

Schaefflerův diagram v sobě nezahrnuje vliv dusíku, který je velmi silný austenitotvorný prvek. Byl proto sestaven De Longův diagram (**obr. 7**), který využívá pro výpočet $Ni_{ekv.}$ vzorec, jež zahrnuje i vliv tohoto prvku. Pro De Longův diagram se používají následující vzorce: [1; 27]

$$Ni_{ekv.} = \%Ni + 0,5 \cdot \%Mn + 30 \cdot \%C + 30 \cdot \%N \quad (3.3)$$

$$Cr_{ekv.} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb \quad (3.4)$$



Obr. 7 De Longův diagram. [28]

Další výhodou tohoto diagramu je přesnější určení obsahu feritu za pomoci feritového čísla (FN – ferrite number). Je důležité zmínit, že feritové číslo není rovno procentuálnímu obsahu feritu v oceli. Měření obsahu feritu na reálném vzorku bez znalosti chemického složení lze provést v laboratorních podmínkách pomocí feromagnetické vlastnosti feritu. Druhý způsob, jak zjistit obsah feritu v oceli, je z metalografického výbrusu. Jedná se o destruktivní metodu, která není vždy vhodná. [30; 31; 29]

Dle typu struktury jsou oceli rozděleny do skupin. Norma ČSN EN 10283 rozděluje korozivzdorné oceli na odlitky: feritické, austenitické, plně austenitické, martenzitické a austeniticko-feritické (duplexní) oceli. [32]

3.4 Jednofázové oceli

Mezi základní korozivzdorné oceli, které jsou tvořeny převážně jednou fází, patří:

- Martenzitické oceli – jejich struktura je tvořena tetragonálně středěnou mřížkou, která vzniká vlivem poměrně vysokého obsahu chromu, jenž se pohybuje v rozmezí 12 až 17 %. Ke vzniku této struktury dochází i za nízkých rychlostí ochlazování, tzn. při ochlazování na vzduchu. Jsou nejlevnější variantou korozivzdorných ocelí

a jsou feromagnetické. Vývojem těchto ocelí se u některých značek dosáhlo snížení obsahu uhlíku na hodnotu kolem 0,06 %. Vzhledem k takto nízkému obsahu jsou tyto oceli svařitelné. Některé značky však obsahují mnohem více uhlíku, a to až 0,3 %. Dle obsahu uhlíku se také dále dělí. Do martenzitických ocelí je také přidáván nikl v rozsahu od 3,5 do 6 %. [9; 33; 2]

Tyto oceli mají vysokou houževnatost za nízkých teplot a jsou rovněž odolné proti creepu za vysokých teplot. Jejich pevnostní vlastnosti dosahují 275 až 1900 MPa v závislosti na chemickém složení a tepelném zpracování, což také ovlivňuje odolnost proti korozi. Tažnost se pohybuje od 5 do 15 %. [33; 9]

Využití těchto ocelí nalezneme zejména u součástí, které se používají v mořské vodě nebo ve zdravotnickém a potravinářském průmyslu. Lze je také využít v hydroenergetice. Praktickými příklady jsou lopatky turbín, chirurgické nástroje nebo hřídele. V **tabulce 2** lze nalézt konkrétní značky martenzitických ocelí používané na odlitky. [9; 34; 33]

Tab. 2 Typické korozivzdorné martenzitické oceli a jejich chemické složení v hmot. %. [32]

Značka oceli	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
GX12Cr21	0,15	1	1	0,035	0,025	11,5 až 13,5	0,5	1
GX4CrNi13-4	0,06	1	1	0,035	0,025	12 až 13,5	0,7	3,5-5

- Feritické oceli – obsahují standardně od 0,1 do 0,2 % uhlíku. Rozpustnost uhlíku ve feritu, která je při teplotě 727 °C pouze okolo 0,02 %, způsobuje především při vyšším obsahu, že se zbylý uhlík vylučuje ve formě karbidů, které způsobují křehkost. Tyto oceli se následně používají jako žáruvzdorné. Korozivzdorné feritické oceli pak obsahují o něco méně uhlíku, a to do 0,08 %. Případně je možné ocel stabilizovat titanem nebo niobem a navázat tak uhlík na tyto prvky. Hlavním legujícím prvkem je chrom, jehož obsah se pohybuje v rozmezí od 17 do 30 %. Při nižším obsahu chromu, než je 17 %, se v oceli může vyskytnout i austenit, který se při chladnutí transformuje na martenzit. To způsobuje vznik křehké feriticko-martenzitické struktury. Při vyšším obsahu chromu se struktura za vysokých teplot nemění a zůstává feritická. Oceli jsou tedy nepolymorfni a není možné je kalit. Dále se legují molybdenem, který je obsažen do 4 %. Lze je využít na díly kotlů, výměníků či na rekuperátory. Jejich výhodou je nižší cena vlivem úspory niklu, avšak pro odlitky se v podstatě nepoužívají. [2; 9]
- Austenitické oceli – jsou velice populární a využívají se již od roku 1920, a to zejména kvůli excelentní odolnosti proti korozi a vynikajícím mechanickým vlastnostem. Jedná se o nepolymorfni oceli, které mají FCC mřížku. Z typu mřížky plyne, že nejsou magnetické. K dosažení stabilního austenitu za pokojové teploty jsou legovány 9 až 12 % niklem a 18 až 20 % chromem. Nikl lze též nahradit manganem, který ale na rozdíl od niklu nemá žádný vliv na korozní ochranu. Někdy se také používá legování dusíkem, který pozitivně ovlivňuje pevnost a korozivzdornost. Maximální přípustná hodnota dusíku je 0,2 %. Austenitické korozivzdorné oceli obsahují běžně do 0,07 % uhlíku. Při tomto obsahu se provádí rozpouštěcí žihání za teplot kolem 1050 °C s následným ochlazením ve vodě. Vznikne tak austenitická struktura bez karbidů. U značek, které obsahují 0,03 % uhlíku, není nutné provádět žihání, protože se uhlík rozpustí v austenitu. Při vyšším obsahu než 0,07 % se provádí stabilizace titanem, niobem či tantalem. Pokud by došlo ke vzniku karbidů chromu, ochudí se okolní oblasti o chrom a dojde ke ztrátě schopnosti pasivace. Tyto problémy se vyskytují například v tepelně ovlivněné oblasti při svařování. Obecně jsou však austenitické oceli dobře svařitelné. [9]

Vzhledem k FCC mřížce mají výbornou houževnatost a tažnost, která může dosahovat až hodnot kolem 40 %. Zároveň nevykazují tranzitní chování a je tak možné je aplikovat za nízkých teplot, například v kryogenní technice. Pevnosti austenitických ocelí jsou nižší a pohybují se okolo 550 až 650 MPa. [9]

Aplikace těchto ocelí lze nalézt například v energetice, kde se používají slitiny AISI 304 nebo 316 pro parní turbíny nebo kondenzátory v elektrárnách. Dále se využívají také ve vesmírném a leteckém průmyslu na výfukové trysky, součásti hydraulických a pneumatických systémů, chladicí trubky a ventily, popřípadě součásti podvozku. Používají se také na výrobu kuchyňského nádobí. V **tab. 3** jsou uvedeny typické austenitické oceli na odlitky. [35]

Tab. 3 Typické korozivzdorné austenitické oceli a jejich chemické složení v hmot. %. [32]

Značka oceli	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N
GX2CrNi19-11	0,03	1,5	2	0,035	0,025	18-20	-	9-12	0,2
GX5CrNiMo19-11-3	0,07	1,5	1,5	0,04	0,03	18-20	3-3,5	10-13	-

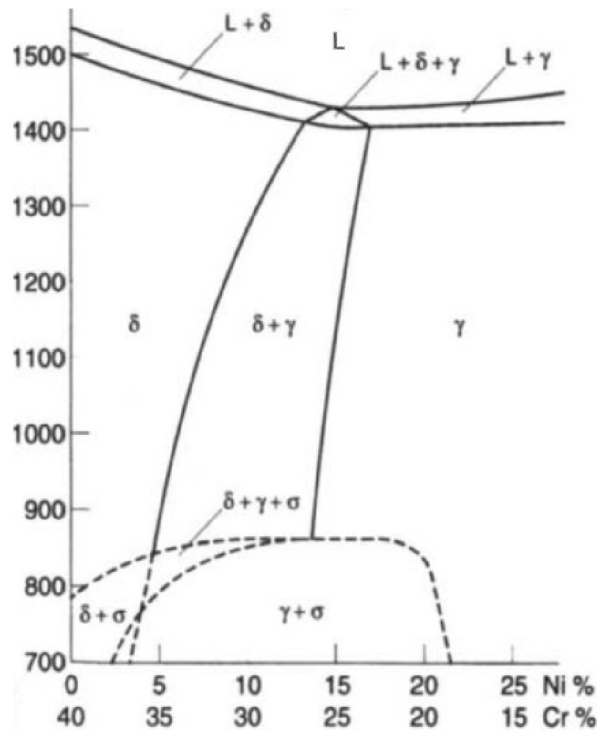
3.5 Duplexní oceli

Další skupinou jsou oceli tvořené dvěma fázemi. Existuje mnoho typů duplexních ocelí, například martenziticko-austenitické. V této práci budou pod tímto pojmem označovány pouze oceli austeniticko-feritické. Tyto duplexní oceli byly vyvinuty již na počátku 20. století, ale jejich využívání plně započalo až v 80. letech s příchodem AOD konvertoru. Obsahují dvoufázovou strukturu, která se skládá z austenitu a feritu. Matrice je tvořena feritickou fází, ve které se nachází ostrůvky austenitu. Tato struktura je zobrazena na **obr. 8**. Světlá fáze je austenit a tmavá ferit. Obsah feritu může být v rozsahu od 30 do 70 %, ale optimální hodnota je 50 %. Při poměru fází 1:1 má totiž duplexní ocel nejlepší korozní odolnost a mechanické vlastnosti. Je proto důležité udržovat ve správném poměru feritotvorné a austenitotvorné prvky. Poměr fází může být ovlivněn i tepelným zpracováním. [11; 9; 36; 37; 38]



Obr. 8 Mikrostruktura lité duplexní oceli. [38]

Vznik dvoufázové mikrostruktury lze popsat pomocí řezu ternárním diagramem Fe-Cr-Ni s obsahem 60 % železa (**obr. 9**). Existuje několik způsobů vzniku této struktury, které jsou závislé na mnoha faktorech, například na rychlosti ochlazování. Jeden ze způsobů vzniku probíhá nejprve vylučováním delta feritu z taveniny, poté následuje peritektická reakce, kde dochází ke vzniku zrn austenitu a delta feritu. Se snižující se teplotou postupně přibývá austenitické fáze. To platí i opačně při nárůstu teploty. [11]

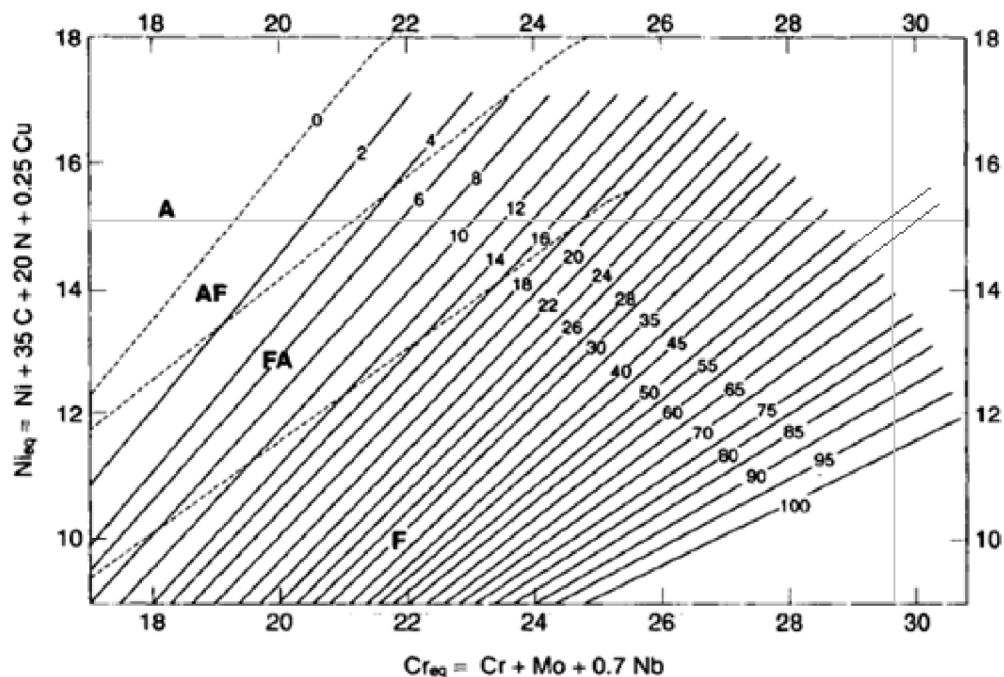


Obr. 9 Řez ternárním diagramem Fe-Cr-Ni při obsahu 60 % Fe. [11]

Jak již bylo zmíněno dříve, k odhadování přibližné struktury ocelí se nejčastěji využívá Schaefflerův či De Longův diagram. Nicméně při odhadování poměru fází, a tedy obsahu feritu v duplexních ocelích, které často obsahují značné množství mědi, jsou tyto diagramy nepřesné. Z tohoto důvodu byl vytvořen WRC 1992 diagram (obr. 10.), který lépe zohledňuje efekt mědi. Pro výpočet ekvivalentů se využívají následující vzorce: [40]

$$Ni_{ekv.} = \%Ni + 35 \cdot \%C + 20 \cdot \%N + 0,25 \cdot \%Cu \quad (3.5)$$

$$Cr_{ekv.} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \cdot \%Nb \quad (3.6)$$



Obr. 10 WRC 1992 diagram. [39]

Omezení oproti předchozím diagramům spočívá v použití pouze pro malý rozsahu ekvivalentů, a to pro $Cr_{ekv.} = 17 \div 31$ a $Ni_{ekv.} = 9 \div 18$. Další nevýhodou je chybějící mangan ve výpočtu pro $Ni_{ekv.}$. [40]

Pro zkoumanou hyper duplexní ocel byl za pomoci tohoto diagramu odhadnut obsah fází. Nejprve byly výpočtem zjištěny hodnoty ekvivalentů, které jsou $Cr_{ekv.} = 29,7 \%$ a $Ni_{ekv.} = 15,3 \%$. Po vynesení těchto hodnot do grafu byla určena přibližná struktura hyper duplexní oceli, jejíž předpokládané složení je 55 % feritu a 45 % austenitu.

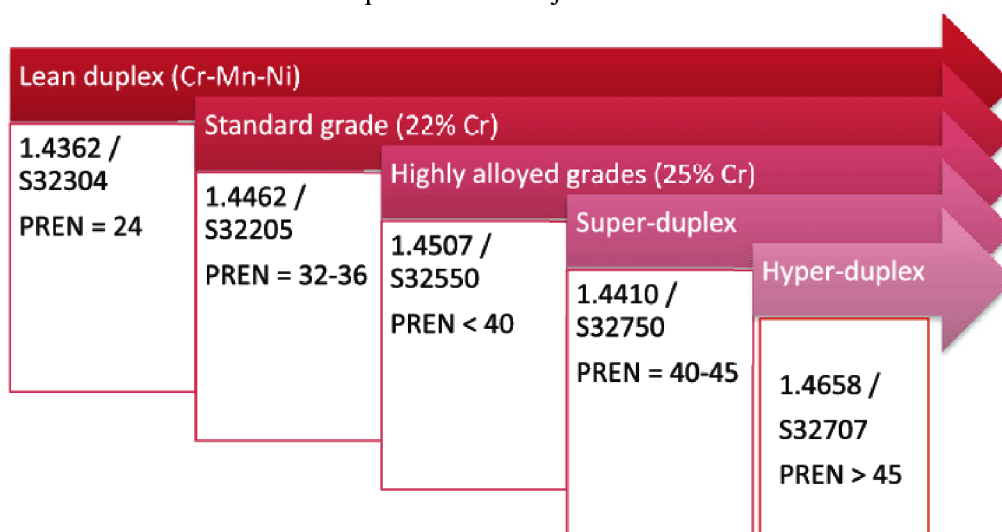
3.5.1 Vlastnosti a použití

Austeniticko-feritické oceli mají vyšší mez kluzu, a to 420 až 480 MPa. Pevnost se pohybuje v rozmezí od 590 do 650 MPa s tažností kolem 20 %. V některých případech pevnost může dosahovat až 800 MPa. Praskliny, které vzniknou v austenitické fázi, jsou následně blokovány feritickou fází. Duplexní oceli tak mají vyšší odolnost proti křehkému porušení v porovnání s oceli feritickými. Zároveň jsou lépe svařitelné. Provozní teploty se i přes vysoký obsah feritu, který vykazuje tranzitní chování, pohybují již od -50 do 280 °C. V porovnání s austenitickými oceli mají lepší korozní odolnost, větší pevnost a jsou levnější. Toho se využívá například ve vojenském průmyslu, kde duplexní oceli nahrazují austenitické oceli v aplikacích, jako jsou konstrukce vojenských vozidel. [9; 41; 37; 36; 38]

Duplexní oceli se využívají v agresivních prostředích. Příkladem mohou být média obsahující chloridy nebo voda za vyšší teploty. V petrochemickém průmyslu slouží jako materiál čerpadlových skříní nebo jsou z nich zhotovena různá potrubí. Lze je využít i v chemickém průmyslu u zařízení na odsolování mořské či brakické vody. Mají také vynikající odolnost proti koroznímu praskání. Norma ASTM, která definuje duplexní oceli pro odlitky, rozlišuje oceli pro běžné aplikace s označením A890 a oceli pro součásti pracující pod tlakem, které jsou označovány A995. [11; 42; 43; 37]

3.5.2 Třídy

Duplexní oceli se dělí dle odolnosti proti důlkové a štěrbinové korozi v prostředích obsahujících chloridy. Tuto odolnost popisuje číslo PRE, které se stanovuje na základě výpočtu z chemického složení. Rozdělení duplexních ocelí je zobrazeno na **obr. 11**.



Obr. 11 Rozdělení duplexních ocelí v závislosti na PRE_N . [44]

Existuje více variant čísla PRE, nejčastěji je ale využíváno PRE_N , jež lze vypočítat následovně:

$$PRE_N = \%Cr + 3,3 \cdot \%Mo + 16 \cdot \%N \quad (3.7)$$

Vzhledem k obsahu wolframu v některých značkách ocelí, zejména super a hyper duplexních, bylo číslo PRE modifikováno pro přesnější určení odolnosti i s ohledem na wolfram. Došlo tedy ke vzniku PRE_w , kde: [37; 11]

$$PRE_w = \%Cr + 3,3 \cdot (\%Mo + 0,5 \cdot \%W) + 16 \cdot \%N \quad (3.8)$$

Čím je vyšší hodnota PRE, tím má ocel vyšší odolnost proti důlkové korozi, neboť obsahuje více prvků zvyšujících odolnost proti lokalizované formě koroze. V rámci experimentální části práce bude s ohledem na chemické složení testovaných slitin použito číslo PRE_w . [37; 11]

Mezi základní třídy duplexních ocelí patří:

- Lean duplex – oceli s hodnotou PRE pohybující se v rozmezí od 20 do 30 obsahují malé množství niklu a molybdenu, a proto jsou nejlevnější variantou. Pro zachování korozivzdornosti, pevnosti a vhodný poměr fází obsahují vyšší množství chromu, manganu a dusíku. Nabízejí alternativu s vyšší pevností ke korozivzdorné austenitické oceli AISI 304L nebo AISI 316L, jež jsou v průmyslu hojně využívány. Lean duplex oceli jsou používány jako materiál potrubí, chladičů či chemických trubkových reaktorů. V **tab. 4** je uvedeno typické chemické složení lean duplex ocelí. [11; 37; 45]

Tab. 4 Chemické složení lean duplex ocelí v hmot. %. [11]

	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N
S31500	0,03	0,03	0,03	1,4-2	1,2-2	4,25-5,25	18-19	2,5-3	-	-
S32304	0,03	0,04	0,04	1	2,5	3-5,5	21,5-24,5	-	0,05-0,6	0,05-0,2

- Standard duplex – jedná se o nejpoužívanější typ duplexních ocelí s hodnotou PRE od 32 do 36. Byla vyvinuta již kolem roku 1970 a následně byla vylepšena přidáním dusíku, čímž se zlepšila svařitelnost. Norma ASTM A890 definuje litou standardní duplexní ocel jako třídu 4A, jejíž chemické složení je uvedeno v **tab. 5**. [42]

Tab. 5 Chemické složení standardní duplexní oceli dle normy ASTM A890 v hmot. %. [43]

	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N
A890 4A	0,03	0,02	0,04	1	1,5	4,6-6,5	21-23,5	2,5-3,5	1	0,1-0,3

- High alloy – oceli s číslem PRE od 32 do 40 jsou definovány normou ASTM A890-1B. Obsahují 25 % chromu, dále mají proměnlivý obsah prvků jako je molybden a dusík. Jejich chemické složení obsahuje také měď nebo wolfram. [46]
- Super duplex – lité super duplexní oceli jsou normou ASTM zařazeny do třídy 5 a 6. Jelikož se hodnota PRE pohybuje v rozmezí od 40 do 45, vyznačují se větší odolností proti důlkové korozi. Jejich využití lze proto nalézt u součástí pracujících v prostředích obsahujících chloridy. Zejména tedy v mořské vodě, například jako materiál čerpadel. Zároveň ve studii [48] Nithin Raj a spol. uvádí, že korozní odolnost super duplexních ocelí je vyšší v porovnání s austenitickou ocelí AISI 316L. Jsou legovány poměrně vysokým množstvím niklu a vzhledem k vysokému obsahu všech legujících prvků je zde velké riziko precipitace intermetalických fází. Kompletní chemické složení je uvedeno v **tab. 6**. [11; 42; 47; 48]

Tab. 6 Chemické složení standardní duplexní oceli dle normy ASTM A890 v hmot. %. [43]

	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N	W
A890 5A	0,03	0,04	0,04	1	1,5	6-8	24-26	4-5	-	0,1-0,3	-
A890 6A	0,03	0,025	0,03	1	1	6,5-8,5	24-26	3-4	0,5-1	0,2-0,3	0,5-1

- Hyper duplex – jsou nejnovější třídou duplexních ocelí. Byly vyvinuty pro agresivnější prostředí než super duplexní oceli. Normou ASTM A890 byly představeny v roce 2012. Hlavním rozdílem v chemickém složení v porovnání se super duplexními ocelmi je obsah prvků vzácných zemin. Obecně ale obsahují více všech legujících prvků vyjma molybdenu. Jejich kompletní chemické složení je uvedeno v **tab. 7**. Vyšší obsah legujících prvků také způsobuje vyšší citlivost na precipitaci intermetalických fází. To má podobně jako u super duplexních ocelí vliv na svařování. Hodnotu PRE mají vyšší než 45. Jejich využití je možné například v mořské vodě za zvýšených teplot nebo v organických kyselinách. [42; 49]

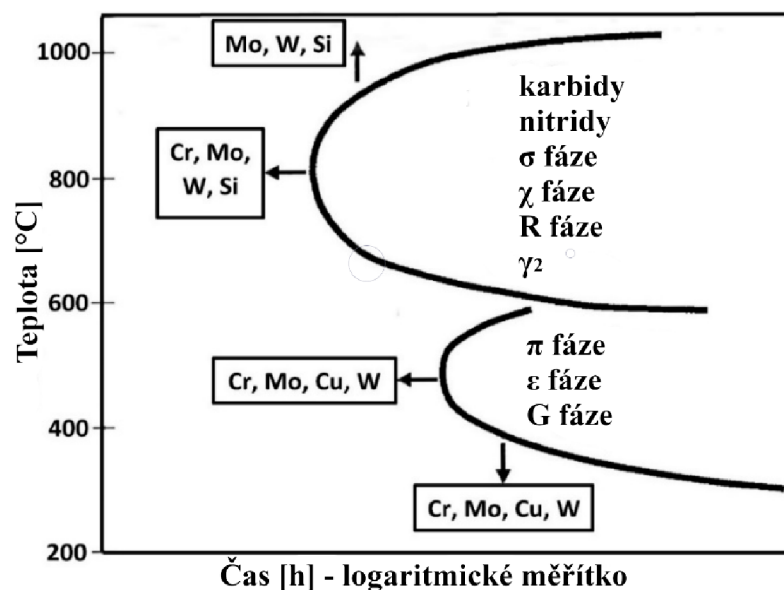
Studii, které by porovnávaly rozdíly v mechanických a korozních vlastnostech mezi hyper duplexní ocelí ASTM A890 7A a nižší super duplexní ocelí třídy 5A a 6A, bylo provedeno minimum. Ve studii [48] Nithin Raj a spol. zjistili, že hyper duplexní ocel vykazovala o 15 % vyšší tvrdost. Zároveň byla zjištěna o 20 % nižší houževnatost. To může být způsobeno právě vyšší precipitací intermetalických fází. Pozitivním výstupem studie bylo zejména zjištění výrazně vyšší korozní odolnosti hyper duplexní oceli. Zároveň byla provedena erozně-korozní zkouška, ve které byl zjištěn o 35 % nižší úbytek materiálu, než bylo zjištěno u super duplexní třídy. To koreluje s vyšší korozní odolností a tvrdostí. Aplikace hyper duplexní třídy by tak mohla být u odlitků, které pracují ve velmi agresivním prostředí a zároveň jsou mechanicky opotřebovávány. [48]

Tab. 7 Chemické složení hyper duplexní oceli dle normy ASTM A890 v hmot. %. [43]

	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N	W	Ce+La
A890 7A	0,03	0,02	0,03	1	1-3	6-8	26-28	2-3,5	1	0,3-0,4	3-4	0,035

3.5.3 Intermetalické fáze

V duplexních ocelích se mimo austenit a ferit mohou nacházet i již zmíněné nežádoucí intermetalické fáze. Jejich vznik v závislosti na teplotě a času je schematicky znázorněn na **obr. 12**. Tyto fáze ovlivňují korozní i mechanické vlastnosti oceli, zejména houževnatost. Vznikají při vystavení vysokým teplotám, například při tuhnutí odlitku ve formě, což má za následek jeho praskání. Dále také při svařování anebo při špatně provedeném tepelném zpracování. [50]



Obr. 12 Přehled intermetalických fází nacházejících se v duplexních ocelích. [51]

Existuje mnoho typů intermetalických fází, které se mohou nacházet v duplexních ocelích. Jednotlivé fáze se liší jednak svým vlivem na mechanické a korozní vlastnosti oceli, jednak teplotou a časem vzniku. Mezi nejčastější intermetalické fáze v duplexních ocelích patří: [11]

- sigma (σ) – je to tvrdá fáze, která je složena především z chromu, molybdenu a železa. Dále obsahuje také prvky jako je nikl nebo křemík. Negativně ovlivňuje korozní odolnost a houževnatost. Vzniká přeměnou z feritu při teplotách od 650 do 1000 °C. Tato přeměna může nastat již po 2 minutách. Nukleační místa jsou zejména na hranicích ferit/ferit nebo ferit/austenit. Dále roste výhradně ve feritické fázi, ve které je rychlejší difuze chromu než v austenitu. Může mít tvar hrubých desek nebo také lamelárního eutektoidu, kdy vzniká společně se sekundárním austenitem, který bude popsán níže. Obsah sigma fáze lze omezit zvýšením rychlosti ochlazování nebo změnou chemického složení. [11; 50]
- chí (χ) – tvoří se za teplot 700 až 900 °C. Často se vyskytuje v oceli současně s fází sigma, avšak v podstatně menším množství. Je bohatá na molybden a nukleace probíhá na hranicích ferit/austenit. Obdobně jako sigma fáze prorůstá pouze do feritu. Zároveň má i podobné dopady na korozní odolnost a houževnatost oceli. [11]
- sekundární austenit (γ_2) – jeho vznik je způsoben nestabilitou feritu, která je způsobena přesycením niklem za teplot 650 až 900 °C. V závislosti na těchto teplotách je odlišný i mechanismus vzniku. Například při teplotách pod 650 °C dochází k bezdifuzní přeměně podobně jako u martenzitu. Sekundární austenit je fáze bohatá na nikl. Dále obsahuje malé množství chromu a molybdenu. To zvyšuje riziko vzniku důlkové koroze. Naopak okolí obsahuje vyšší množství těchto prvků, což podporuje vznik například sigma fáze. [11; 50]
- nitridy chromu – vznikají za teplot mezi 700 až 900 °C při rychlém ochlazování ze žíhacích teplot. Při vyšších teplotách, za kterých se provádí například žíhání, obsahuje ferit větší množství dusíku, než je jeho rozpustnost za nižších teplot. Jeho rozpustnost ve feritu tedy klesá s klesající teplotou a při rychlém ochlazení vznikne přesycený ferit dusíkem. Následkem toho vznikají nitridy CrN a Cr₂N. Například nitridy Cr₂N rostou na hranicích austenit/austenit, kde se tvoří jako tenké desky. Ty mohou iniciovat vznik důlkové koroze. [11]
- R – precipituje po několika hodinách při vystavení teplotám mezi 550 a 650 °C. Tvoří se nejen mezi jednotlivými zrn, ale také uvnitř zrn. Je to fáze bohatá na molybden. S jeho rostoucím množstvím roste i stabilita R fáze. Negativní efekt je snížení odolnosti proti důlkové korozi. [11; 50]
- epsilon (ϵ) – v hyper duplexních ocelích se může nacházet také měď. Při poklesu teplot dochází ke snížení rozpustnosti mědi ve feritu a při vystavení teplotám zhruba 500 °C po delší časový úsek dochází k precipitaci epsilon fáze. Jedná se o malé částice, které jsou rozptýleny ve feritické matici. Tyto částice mají špatnou odolnost proti důlkové korozi v prostředích obsahujících chloridy. [11; 52]

Pro odstranění těchto fází lze aplikovat rozpouštěcí žíhání. Sigma fázi lze eliminovat za použití teploty kolem 1080 °C s následným rychlým ochlazením. Pokud jsou žíhací teploty vyšší než je 1200 °C, dochází ke zvýšení podílu feritu oproti austenitu. [53]

3.5.4 Mechanismy koroze

Chování duplexních ocelí v korozních prostředích se odvíjí od mikrostruktury. Jedná se o poměrně složitý jev, zejména z důvodu fázových hranic feritu a austenitu, kde dochází k precipitaci intermetalických fází, které značně ovlivňují korozní odolnost. S tím úzce souvisí i nehomogenní chemické složení, jež vychází již z principu vzniku duplexní struktury. [54]

Důlková koroze se u duplexních ocelí objevuje v případě lokálního porušení pasivního filmu, kdy se vrstva nestihne včas obnovit a dojde tak k napadení některé z fází. Ferit obsahuje chrom a molybden, zatímco austenit je složen z niklu a dusíku. Hodnota PRE pro jednotlivé fáze dosahuje odlišných hodnot, tím pádem mají i rozdílnou odolnost vzhledem k důlkové korozi. Austenit má většinou tuto odolnost menší, z tohoto důvodu je také více náchylný. Odolnost duplexních ocelí dále ovlivňují faktory, jako je koncentrace chloridů nebo teplota, s jejíž růstem odolnost klesá. [53; 37; 50]

Odolnost proti mezikrystalové korozi značně ovlivňují intermetalické fáze, zejména z důvodu precipitace na hranicích zrn, kde ochuzují okolní oblasti o chrom a molybden. Následkem tohoto může dojít k lokální ztrátě schopnosti pasivace a vzniku koroze podél hranic zrn. [50]

Podobné podmínky platí i pro korozní praskání, které se taktéž ve většině případů šíří po hranicích zrn, zejména pak po fázových hranicích ferit/austenit. Někdy se také může šířit pouze austenitem, kdy jsou praskliny blokovány feritickou fází, jak již bylo zmíněno výše. [37]

3.5.5 Účinky vybraných legujících prvků

Nyní je zřejmé, že struktura má zásadní vliv na vlastnosti ocelí a že je úzce spjata s chemickým složením. Z tohoto důvodu je důležité znát vlivy konkrétních prvků, kterými se legují duplexní oceli. Mezi nejdůležitější z nich se řadí:

- chrom – jehož hlavní role v duplexních ocelích spočívá ve tvorbě pasivační vrstvy. Dále zlepšuje korozní odolnost proti lokálnímu napadení. Jeho množství je omezeno, neboť vyšší obsah ulehčuje tvorbu intermetalických fází. V případě hyper duplexní oceli se však obsah pohybuje až do 28 hmot. %. [50]
- nikl – do duplexních ocelí přidává v rozmezí od 3 do 8 hmot. % a jeho hlavní účel je zachování dvoufázové struktury. Podporuje také korozní odolnost, především v prostředích obsahujících kyseliny. Množství tohoto prvku ovlivňuje obsah a mechanickou stabilitu austenitu. V poslední době je zároveň snaha o jeho snížení a vytvoření takzvaných low-nikl duplexních ocelí, a to zejména kvůli jeho ceně. Částečně jej pak lze nahradit dusíkem, který má ale omezenou rozpustnost. Je proto potřeba dodržet alespoň minimální obsah niklu. [36; 11; 48]
- dusík – vyskytuje se v austenitu jako intersticiální prvek a zlepšuje jeho pevnost. Efekt má také na tvrdost austenitu, a to tak, že pokud je jeho obsah nižší než 0,12 hmot. %, pak je ferit tvrdší fází. Naopak při vyšším obsahu dusíku je tvrdší austenitická fáze. Jeho obsah se pohybuje maximálně do 0,5 hmot. %, ale již nad 0,3 hmot. % se mohou v odlitcích vyskytovat bubliny. Zlepšuje rovněž pasivační schopnosti oceli tím, že tvoří vrstvu obohacenou právě dusíkem mezi kovem a samotnou pasivační vrstvou. [36]
- mangan – další prvek, kterým lze částečně nahradit nikl. Mangan ale nemá skoro žádný vliv na pasivační vrstvu a ovlivňuje tedy spíše mechanické vlastnosti, jako je pevnost a houževnatost. Nejenže zvyšuje odolnost proti otěru, ale může se též podílet na tvorbě vměstků MnS, které mohou být iniciátorem důlkové koroze. [50]
- měď – při obsahu 0,5 až 1 hmot. % dokáže zlepšit korozní vlastnosti, především v kyselých prostředích. Převážně se přidává jako ochrana proti biokorozi. [36]

- molybden – pozitivně ovlivňuje pevnost při creepu nebo obnovu pasivační vrstvy. Jeho vliv na odolnost proti důlkové korozi je 3,3x větší, než má chrom. Nicméně je důležité si uvědomit, že stojí za vznikem mnoha intermetalických fází, a proto se přidává do duplexních ocelí maximálně do 4 hmot. %. [36]
- wolfram – taktéž se podílí na tvorbě pasivační vrstvy. Bylo zjištěno, že zvyšuje odolnost proti důlkové a štěrbinové korozi. Má také pozitivní vliv na mechanické vlastnosti, a to zejména z důvodu, že se nepodílí na tvorbě křehkých intermetalických fází. Částečně tak nahrazuje molybden. [36]
- kovy vzácných zemin – mohou v hyper duplexních ocelích zlepšit nízkou plasticitu za zvýšených teplot. Jedná se obzvlášť o prvky cer, lanthan nebo gadolinium. Dokážou stabilizovat pasivační vrstvu nebo snížit rozdíly v tvrdosti mezi austenitem a feritem. Dále také zlepšují pevnost a houževnatost. Cer při rovnoměrném rozložení v matici dokáže snížit precipitaci intermetalických fází. Gadolinium má vysokou afinitu ke kyslíku, což má za následek jeho nižší obsah v oceli po odlití. [36; 55]

Obsah kovů vzácných zemin v duplexních ocelích je velice nízký. V hyper duplexní oceli A890 7A je obsah ceru a lanthanu do 0,035 hmot. %, jedná se tedy spíše o mikrolegování. Při vyšších koncentracích je jejich pozitivní efekt opačný. Nejlepších mechanických vlastností a odolnosti proti bodové korozi hyper duplexní ocel dosahuje při obsahu 0,031 hmot. % prvků vzácných zemin. [55]

4 NIKLOVÉ SLITINY

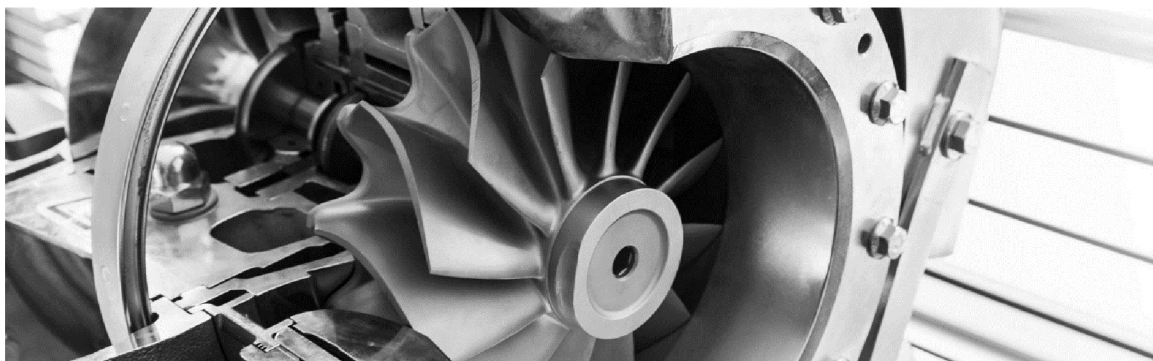
Mezi niklové slitiny spadá široká škála materiálů. Patří sem například slitiny Hastelloy, Astroloy a Haynes. Na trhu s niklovými superslitinami má ovšem největší podíl Inconel 718. Z tohoto důvodu bude věnována pozornost především této slitině. [56]

Jedná se o precipitačně vytvrzenou slitinu na bázi niklu s obsahem prvků chrom, niob, titan, hliník a železo. Kompletní chemické složení je pak uvedeno v **tab. 8**. Mikrostruktura Inconelu 718 je tvořena austenitickou maticí složenou převážně z niklu, která je vytvrzená intermetalickými fázemi. Nejčastěji dochází k precipitaci fáze γ'' , která je složena z niklu a niobu. Současně také dochází ke vzniku γ' fáze, skládající se z niklu, hliníku a titanu. Další intermetalické fáze v této slitině jsou fáze δ , μ nebo karbidy niobu, titanu či chromu. Tvorba těchto fází může být iniciátorem korozního napadení, zejména z důvodu ochuzení okolních oblastí o chrom. Tyto fáze také značně snižují obrobiteľnosť. [57]

Tab. 8 Chemické složení slitiny Inconel 718 v hmot. %. [58]

	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Mn	Al	Ti	Co
Inconel 718	50-55	17-21	zbytek	4,75-5,5	2,8-3,3	0,35	0,2-0,8	0,65-1,15	1

Inconel 718 není magnetický a má vysokou pevnost i za velmi vysokých teplot, kterou si na rozdíl od korozivzdorných ocelí zachovává téměř až do 90 % teploty tavení a dosahuje tak vynikajících termomechanických vlastností. Teplota tání je přibližně 1350 °C a ve většině případů se používá do teplot zhruba 650 °C. U niklových slitin vysoký obsah chromu a niklu zajišťuje excelentní korozní odolnost i za těchto teplot, při kterých dochází podobně jako u korozivzdorných ocelí k tvorbě stálého oxidu Cr_2O_3 , který se tvoří již v brzkých stádiích oxidace. Pod touto vrstvou se nachází vrstva oxidu hlinitého. Při delší expozici vysoké teplotě a koroznímu prostředí dochází dále ke tvorbě dalších oxidů, zejména TiO_2 nebo NiO . Vzhledem k uvedeným vlastnostem je tato slitina používána na plynové turbíny nebo proudové motory, kde se používá jako materiál odlitých lopatek (**obr. 13**). [56; 59; 60; 61; 62]



Obr. 13 Lopatky z Inconelu vyrobené technologií přesného lití. [61]

5 TESTOVÁNÍ KOROZE

V experimentální části práce bude proveden korozní test odlité hyper duplexní oceli, jehož cílem je ověřit a porovnat korozní odolnost s vybranými slitinami. Tyto slitiny byly odlity do tvaru hranolu (**obr.14**). Pro připomenutí se jedná o:

- super duplexní ocel ASTM A890 – 5A,
- super duplexní ocel ASTM A890 – 6A,
- hyper duplexní ocel ASTM A890 – 7A,
- austenitická ocel 1.4309,
- Inconel 718.



Obr. 14 Odlitý vzorek austenitické oceli.

Nejprve bude vybrána vhodná korozní zkouška. Následně bude popsána příprava vzorků od řezání, přes tepelné zpracování až po čištění. Poté bude detailně popsán průběh samotné korozní zkoušky a na závěr bude provedeno její vyhodnocení s patřičnými závěry.

5.1 Výběr korozní zkoušky

Pro zkoušení koroze lze vystavit materiály reálnému prostředí, ve kterém budou využity, a to například v mořské vodě. Nutno podotknout, že se nejedná o ideální způsob pro testování korozní odolnosti, především z časových důvodů. Proto je vhodné využít některý z následujících testů, které korozní napadení zrychlují. Testovat lze pomocí korozní zkoušky v:

- solné mlže – vzorek je vložen do zkušební komory, ve které se nachází solná mlha. Nejčastěji se používá 5% roztok chloridu sodného, který má pH v rozmezí od 6,5 do 7,2. Roztok je tedy neutrální. Teplota v solné komoře se pohybuje kolem 35 °C. Nevýhodou je doba trvání, která může být až 1000 hodin, přičemž vzorek by se měl kontrolovat každých 24 h. Vyhodnocení lze provést měřením hmotnostního úbytku. [63; 64]
- kyselině dusičné dle normy ČSN EN ISO 3651-1 (Huey-test) – účel této zkoušky je testování korozní odolnosti podél hranic zrn, tzn. proti mezikrystalové korozi. Duplexní oceli jsou náchylné proti tomuto typu koroze, pokud jsou vystaveny teplotám od 500 do 1000 °C, kdy dochází k vyloučení karbidů chromu nebo intermetalických fází na hranicích zrn. Z tohoto důvodu se účelně provádí tepelné zcitlivění při teplotách 700 °C. Před samotnou zkouškou se vzorek nejprve zváží a následně se v pěti cyklech po 48 h nechává působit v roztoku kyseliny dusičné při teplotách kolem 50 až 60 °C.

Hodnocení se provádí měřením úbytku hmotnosti po každém cyklu a následně i ke konci zkoušky. [65]

Tato zkouška není pro účely této práce vhodná, protože zkoušení mezikystalové koroze není nejlepší variantou vzhledem k rozdělení duplexních ocelí podle odolnosti proti důlkové korozi. Nebylo by tak jednoduché určit korelaci mezi třídou duplexní oceli a její odolností proti korozi. Dalším negativem je časová náročnost zkoušky.

- kyselině sírové dle normy ČSN EN ISO 3651-2 – před samotnou zkouškou se nejprve provede tepelné zcitlivění. Lze ho provést dvěma způsoby, a to buď ohřevem vzorku na 700 °C, kdy se vzorek po 30 minutách ochladí vodou, nebo ohřevem na 650 °C s ochlazením již po 10 minutách. Následuje ponoření vzorku do zkušební roztoku, který je následně uveden do varu. Zkouška trvá přibližně 20 h, při níž se testuje mezikystalová koroze. Vyhodnocení se provádí zkouškou ohybem. Vzorek se ohne do 90° a při malém zvětšení se pozoruje praskání vzorku. Aby bylo možné určit, zda je praskání způsobeno mezikystalovou korozi, ohne se stejný vzorek, na kterém neproběhla korozní zkouška a následně se vzorky porovnávají. V případě nutnosti je proveden metalografický výbrus. [66]

Dle této normy lze testování provést v:

- a) 16% kyselině sírové/síranu měďnatém
- b) 35% kyselině sírové/síranu měďnatém
- c) 40% kyselině sírové/síranu měďnatém

Zkouška v kyselině sírové již není tak časově náročná, tudíž představuje lepší variantu v porovnání se zkouškou v kyselině dusičné. Ovšem vzhledem k tomu, že se opět testuje mezikystalová koroze, zkouška není ideální pro testování vybraných slitin. Další nevýhodou je nutnost dvou vzorků od každé slitiny pro vyhodnocení.

- chloridu železitém dle normy ASTM G48 – předepsané médium, kterým je chlorid železitý, představuje ideální testovací prostředí, protože duplexní oceli se často využívají v mořské vodě, ve které se nachází značné množství chloridů, převážně pak chlorid sodný. Výsledky této zkoušky mají korelaci s reálnou odolností součástí v mořské vodě. Norma zahrnuje testování korozní odolnosti mimo jiné i proti důlkové korozi a lze ji aplikovat jak na korozivzdorné oceli, tak i na niklové slitiny. S přihlédnutím k vybraným materiálům lze toto považovat za další výhodu. Při napadení důlkovou korozi je možné výsledky porovnat s hodnotami PRE. Předepsané teploty jsou buď 22 °C, nebo 50 °C. Doporučen je 6% roztok chloridu železitého. Před samotným testováním je vhodné vzorky vyleštit brusným papírem o zrnitosti 120 z důvodu sjednocení textury povrchu. Následně se vzorky zváží a vloží se do testovací aparatury, kde se ohřejí na předepsanou teplotu. Doporučený čas testování je zhruba 72 hodin. Po skončení zkoušky se vzorky vyjmou, očistí se a znovu zváží. Vyhodnocení tedy probíhá primárně měřením úbytku hmotnosti. [67]

Vzhledem k uvedeným výhodám a nevýhodám korozních zkoušek byla pro testování hyper duplexní oceli a ostatních slitin vybrána zkouška v chloridu železitém dle normy ASTM G48.

5.2 Příprava vzorků

Nejprve bylo na vzorcích provedeno tepelné zpracování, které se realizovalo z důvodu odstranění lící struktury a intermetalických fází. To vedlo ke zlepšení obrobiteľnosti a snížení rizika šíření koroze podél těchto fází při samotném experimentu. Konkrétně se jednalo o rozpouštěcí žihání.

Pro duplexní oceli bylo žihání provedeno na základě normy A890/A 890M. Tato norma rozlišuje podmínky pro každou třídu duplexních ocelí samostatně. Jednotlivé podmínky jsou detailně uvedeny v **tab. 9**.

Tab. 9 Podmínky tepelného zpracování duplexních ocelí. [68]

Třída	Předpis rozpouštěcího žihání
5A	<ul style="list-style-type: none"> ▪ zahřát pec na minimálně 1120 °C ▪ výdrž dostatečně dlouho, aby se odlitek rovnoměrně zahřál na požadovanou teplotu ▪ pec ochladit na teplotu ne menší než 1045 °C a následně odlitek ochladit ve vodě ▪ ochlazení vodou lze nahradit i jinými médii
6A	<ul style="list-style-type: none"> ▪ zahřát pec na minimálně 1100 °C ▪ výdrž dostatečně dlouho, aby se odlitek rovnoměrně zahřál na požadovanou teplotu ▪ ochladit ve vodě, nebo ochladit odlitek v peci na teplotu ne menší než 1050 °C s výdrží minimálně 15 min a následným ochlazením ve vodě ▪ ochlazení vodou lze nahradit i jinými médii
7A	<ul style="list-style-type: none"> ▪ zahřát pec na minimálně 1130 °C ▪ výdrž dostatečně dlouho, aby se odlitek rovnoměrně zahřál na požadovanou teplotu ▪ pec ochladit na teplotu ne menší než 1060 °C a následně odlitek ochladit ve vodě ▪ ochlazení vodou lze nahradit i jinými médii

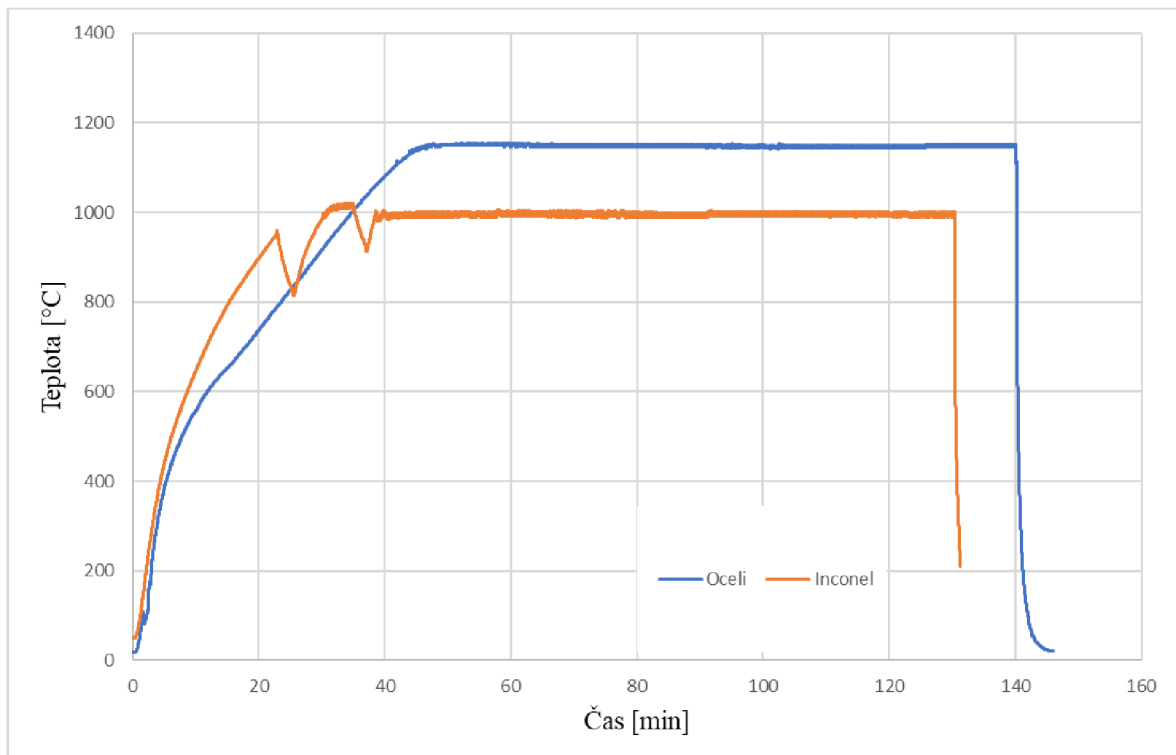
S ohledem na tyto předpisy byla určena teplota rozpouštěcího žihání jednotně pro všechny třídy duplexních ocelí a austenitické oceli na 1150 °C. Dle předpisů má být Inconel 718 žihán při teplotách od 1700 do 1850 °F, což je v přepočtu cca. od 927 do 1010 °C. Pro tento experiment byla zvolena teplota 1000 °C. Doba rozpouštěcího žihání byla zvolena především na základě zkušeností, a to na 1,5 h. Tento časový interval by měl být dostatečně dlouhý pro odstranění intermetalických fází. [69]

Pro tepelné zpracování byla použita elektrická odporová pec, jež se nachází ve školní slévárně. Na **obr. 15** je zobrazeno rozložení vzorků v průběhu rozpouštěcího žihání. Jednotlivé vzorky byly vloženy do pece rovnoměrně a s dostatečnými odstupy, aby nedošlo ke vzájemnému ovlivnění.



Obr. 15 Zkušební vzorky v průběhu rozpouštěcího žhání.

Průběh teplot při rozpouštěcím žhání je zobrazen na **obr.16**. Modře je znázorněn průběh pro oceli a oranžově pro Inconel 718. Z grafu je zřejmý postupný náběh na žhací teploty, následná výdrž po dobu 1,5 h a rychlé ochlazení ve vodě.



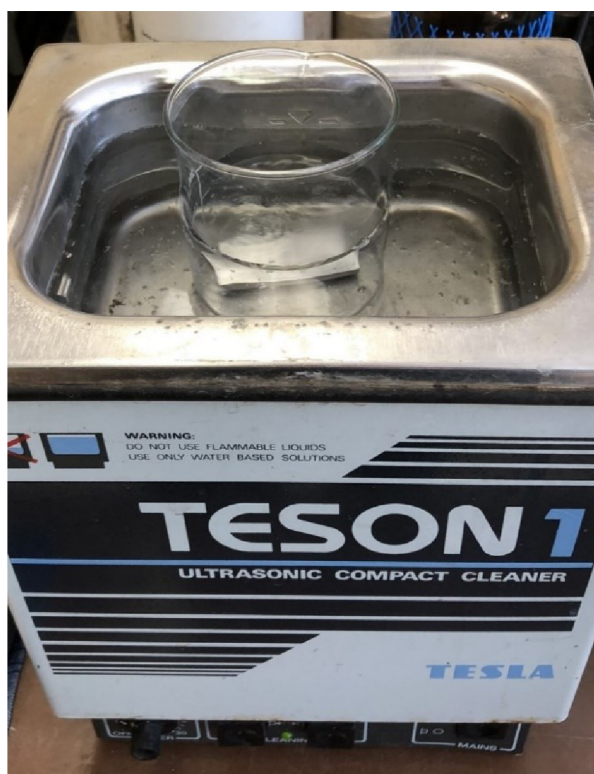
Obr. 16 Průběh teplot při rozpouštěcím žhání.

Po tepelném zpracování následovalo opracování vzorků na požadované rozměry, které jsou normou doporučeny na 50 x 25 mm. Tloušťka byla zvolena na 5 mm. Aby bylo možné porovnat korozní napadení, musí mít všechny vzorky stejné rozměry. Pro dosažení těchto rozměrů byly vzorky nejprve nařezány s přídavkem cca 2 mm na každou stěnu. Řezání se provádělo na kotoučové a pásové pile. Po nařezání byly přídavky odebrány frézováním.

Mimo ekvivalentní rozměry by dále vzorky měly mít sjednocený povrch. Na základě doporučení, která jsou uvedeny v normě ASTM G48, byl pro broušení zvolen brusný papír o zrnitosti 120. Ten by měl zajistit uspokojivou texturu povrchu. Při samotném broušení byly vzorky chlazený vodou, aby nedošlo k tepelnému ovlivnění. Zároveň byly sražený hrany.

Před samotnou korozní zkouškou byly vzorky vyčištěny pomocí ultrazvukové čističky. Čištění je zobrazeno na **obr. 17**. Vzorky byly vloženy do baňky, ve které se nacházel aceton. V okolí baňky byla pro přenos ultrazvuku použita voda. Čištění každého vzorku probíhalo zhruba 4 min. Po čištění bylo se vzorky manipulováno pouze za pomoci kleští, tak aby nedošlo k žádné kontaminaci vzorků, ať už chemické nebo hmotnostní. Kompletně připravený vzorek hyper duplexní oceli je vyobrazen na **obr. 18**, všechny vzorky jsou poté zobrazeny na **obr. 20**.

Jeden ze způsobů vyhodnocení bude proveden měřením úbytku hmotnosti. Z tohoto důvodu byly po čištění vzorky zváženy na váze ABS 80-4N s přesností 0,0002 g. Celkem byly provedeny 3 vážení každého vzorku, z nichž byl vypočítán průměr a směrodatná odchylka. Vážení hyper duplexní oceli je zobrazeno na **obr. 18**. Naměřená data jsou kvůli přehlednosti uvedeny až v **tab.10.**, a to společně s hmotností vzorků po korozní zkoušce a jednotlivými úbytky.



Obr. 17 Čištění vzorku.



Obr. 18 Vážení vzorku.

5.3 Průběh korozní zkoušky

Samotná zkouška byla provedena na pracovišti Fakulty chemické VUT v Brně. Vzorky byly umístěny do baněk, ve kterých se nacházel 6% vodný roztok chloridu železitého. Baňky byly zakryty hodinovým sklem, na kterém se nacházela hliníková fólie. Tento způsob zakrytí zamezil vypařování roztoku. Respektive k vypařování roztoku docházet mohlo, ale zakrytím došlo k zamezení úniku mimo baňku. Vypařený roztok tak zůstal uvnitř a mohl zpětně kondenzovat. Následkem tohoto během zkoušky nebylo nutné hlídat objem roztoku, případně jej doplňovat.

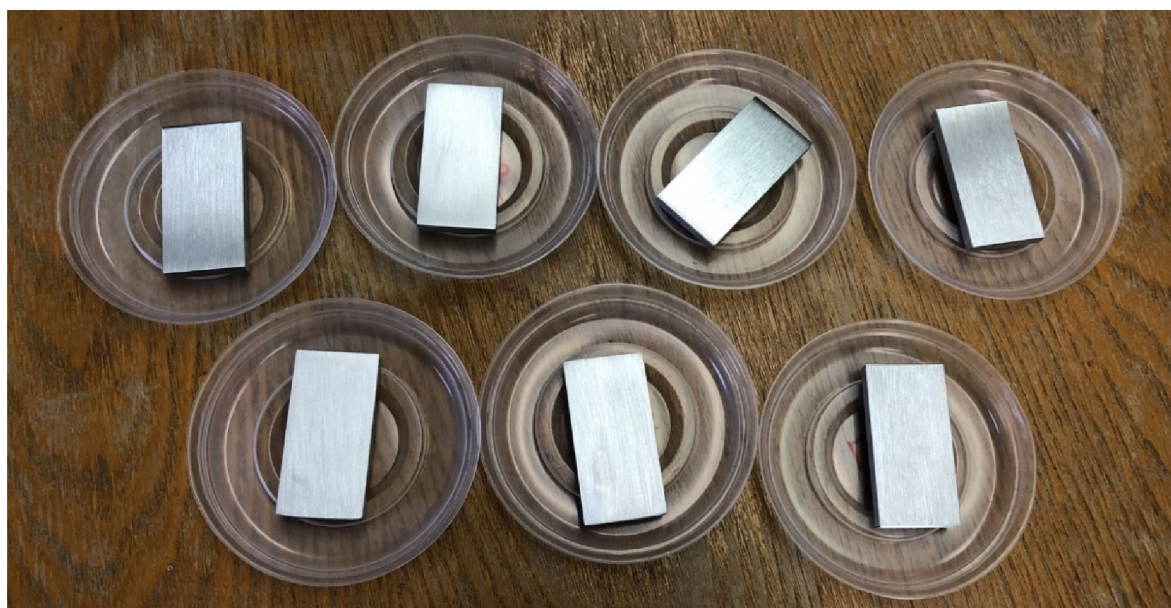
Takto připravené baňky byly vloženy do klimatické komory, což je zobrazeno na **obr. 19**. Ta byla následně zahřata na teplotu 50 °C. Těmto podmínkám byly vzorky vystaveny po dobu 72 h. Po uplynutí této doby byly vyjmuty a očištěny v roztoku kyseliny chlorovodíkové a vody v poměru 1:1 s přidáním 3,5g/l urotropinu.



Obr. 19 Baňky se vzorky v klimatické komoře.

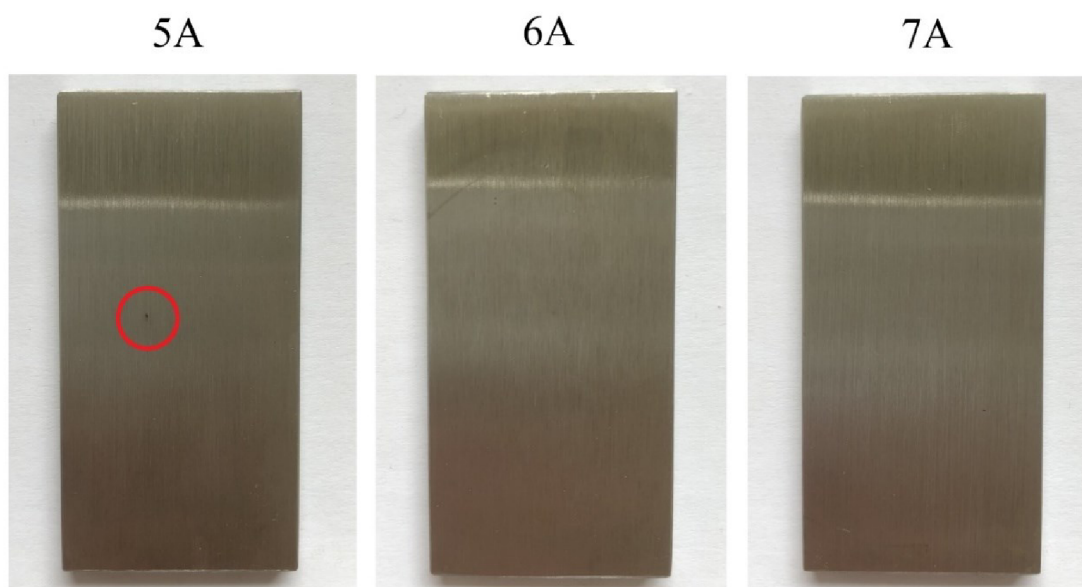
5.4 Vizuální vyhodnocení

První způsob vyhodnocení korozní odolnosti hyper duplexní oceli vzhledem k ostatním slitinám bude proveden vizuálně. Na **obr. 20** níže jsou zobrazeny vzorky před korozní zkouškou. Nachází se zde i dva vzorky navíc, které nebyly zahrnuty do této práce.



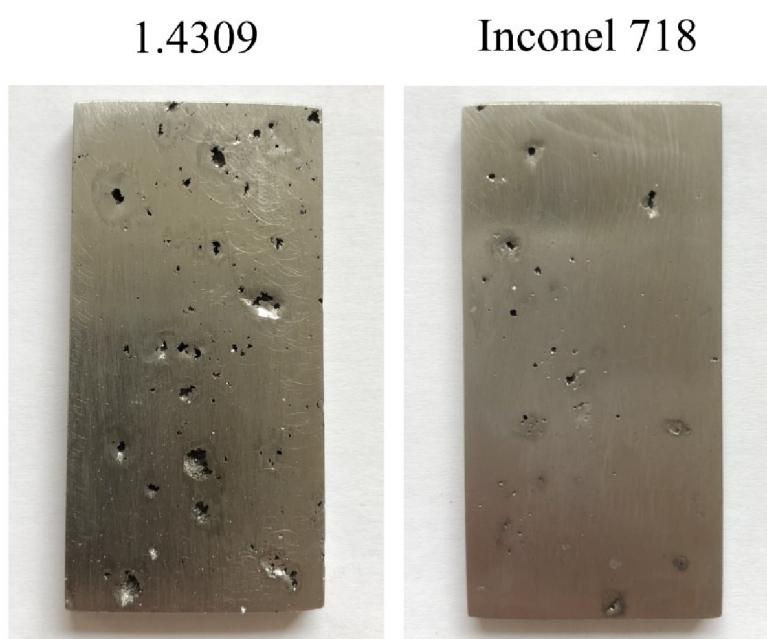
Obr. 20 Zkušební vzorky před korozní zkouškou.

Vzorky duplexních ocelí po provedení zkoušky jsou zobrazeny na **obr. 21**. V případě vzorku 5A je možné si povšimnout jednoho malého důlku, který se nachází v červeně vyznačené oblasti. Na základě vizuální kontroly, bez použití dalších pomůcek, se jedná o jedinou nalezenou vadu. Vzorky duplexních ocelí třídy 6A a 7A jsou na první pohled kompletně bez známek koroze.



Obr. 21 Vzorky duplexních ocelí po provedení zkoušky.

Na **obr. 22** je zobrazena austenitická ocel 1.4309 a Inconel 718. Zde je již zjevné korozní napadení způsobené důlkovou korozí. Obzvláště u austenitické oceli se nachází vady značných velikostí. V **tab. 1** je pro tuto ocel rovněž vypočítána hodnota PRE_w , která je rovna 20,4. V porovnání s duplexními oceli je tato hodnota poloviční, což se odráží i na korozi. Nelze opomenout také napadení Inconelu 718, které je vzhledem k jeho chemickému složení významné.

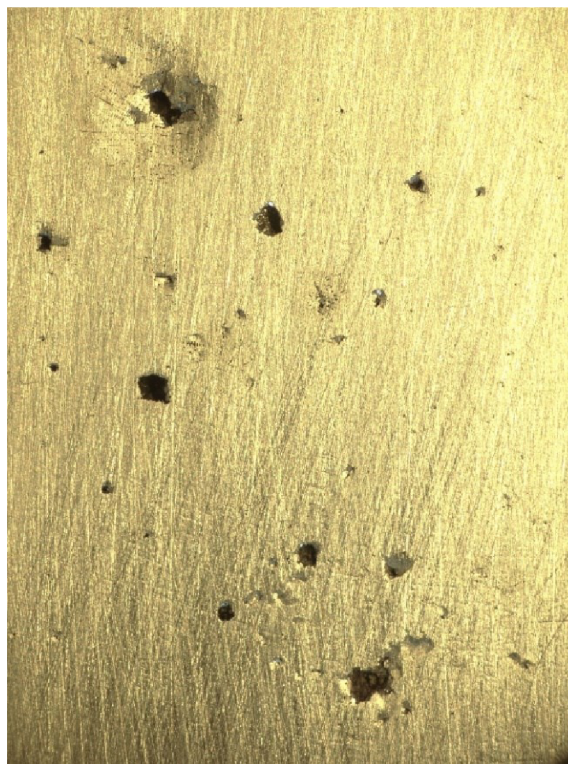


Obr. 22 Zkorodované vzorky oceli 1.4309 a Inconelu 718.

Pro přiblížení korozního napadení na těchto dvou vzorcích byly provedeny fotky za pomoci stereoskopického mikroskopu se zvětšením 20x1 (**obr.23 a obr. 24**).



Obr. 23 Detail koroze na oceli 1.4309.



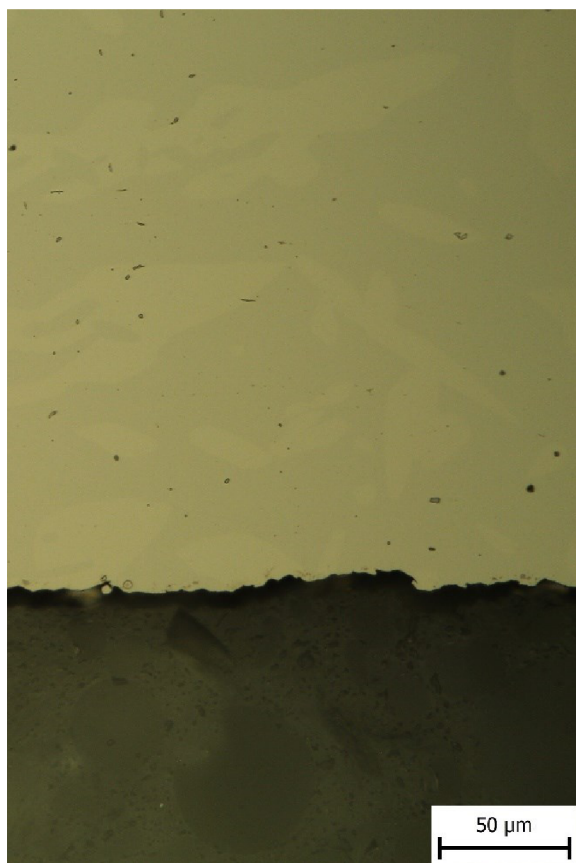
Obr. 24 Detail koroze na slitině Inconel 718.

5.4.1 Metalografické výbrusy

Podrobné vizuální zhodnocení korozního napadení bude provedeno za pomoci metalografických výbrusů. Na laboratorní pile Struers Labotom-3 byly ze vzorků vyřezány části s místem zasaženou korozi, pokud se na vzorku nějaká nacházela. Následně byly vzorky na laboratorní lisovací jednotce Ecopress 100 zalisovány do plastické hmoty a dále byly broušeny a leštěny za mokra běžnými metalografickými postupy na laboratorní brusce a leštičce Struers LaboPol-5. Poté následovalo pozorování pomocí optického světelného mikroskopu Neophot 32, a to v neleptaném stavu i po leptání. Leptání duplexních ocelí bylo provedeno leptadlem Beraha II, které barevně odliší austenitickou a feritickou fázi. Inconel 718 a austenitická ocel 1.4309 byly leptány leptadlem Kalling.

Na **obr. 25** až **obr. 30** jsou reprezentativní fotky výbrusů duplexních ocelí. Na levé straně stránky se vždy nachází vzorek před naleptáním a napravo vzorek naleptaný. V případě nenaleptaných vzorků je feritická fáze tmavší, zatímco austenit je světlejší. U naleptaných vzorků je zelenou barvou zobrazena feritická fáze a zlatou austenitická fáze. Výbrusy austenitické oceli 1.4309 a Inconelu 718 jsou zobrazeny pouze v naleptaném stavu, a to na **obr. 31** a **obr. 32**. U každé fotky se v pravém dolním rohu nachází měřítko.

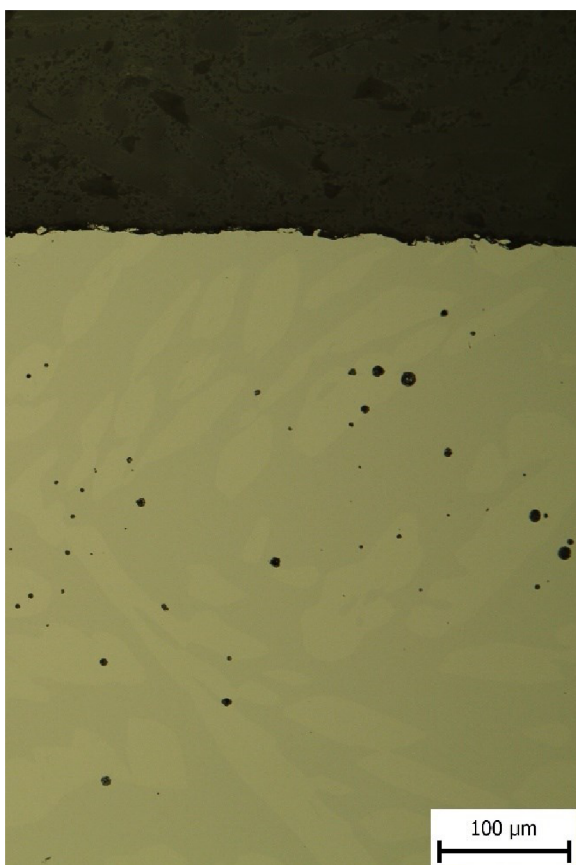
V případě duplexních ocelí výbrusy potvrzují vizuální kontrolu. Podrobně byl zkoumán celý obvod vzorku a nebylo nalezeno žádné korozní napadení. Na fotkách výbrusů je možné si povšimnout homogenně rozložených kulových vměstků, které dosahují rozměrů až 12 μm v průměru. Na naleptaných vzorcích je možné pozorovat morfologii austenitu, která není ostrá, a tudíž nepůsobí jako koncentrátor napětí. Zároveň ve struktuře nebyly nalezeny žádné intermetalické fáze, z čehož lze vyvodit, že rozpouštěcí žíhání bylo provedeno správně.



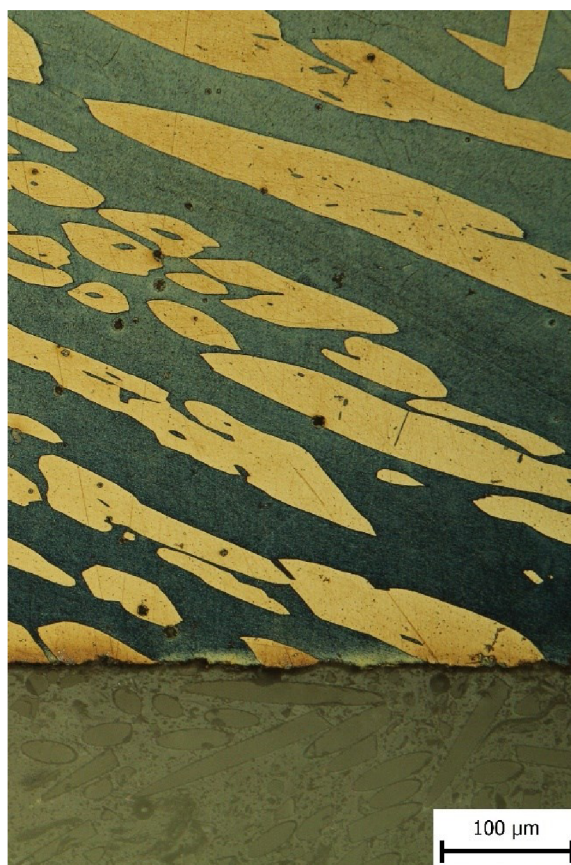
Obr. 25 Nenaleptaný vzorek 5A při zvětšení 400x.



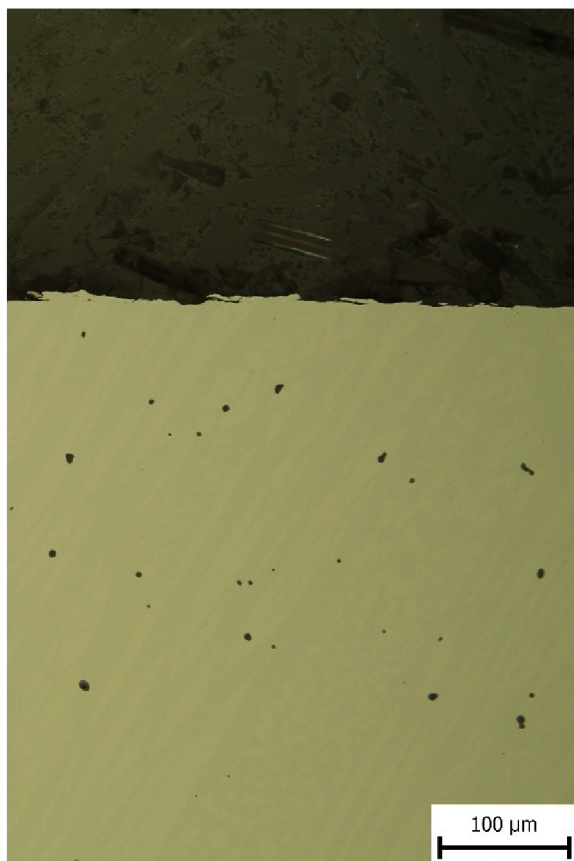
Obr. 26 Naleptaný vzorek 5A při zvětšení 200x.



Obr. 27 Nenaleptaný vzorek 6A.



Obr. 28 Naleptaný vzorek 6A.



Obr. 29 Naleptaný vzorek 7A při zvětšení 200x.



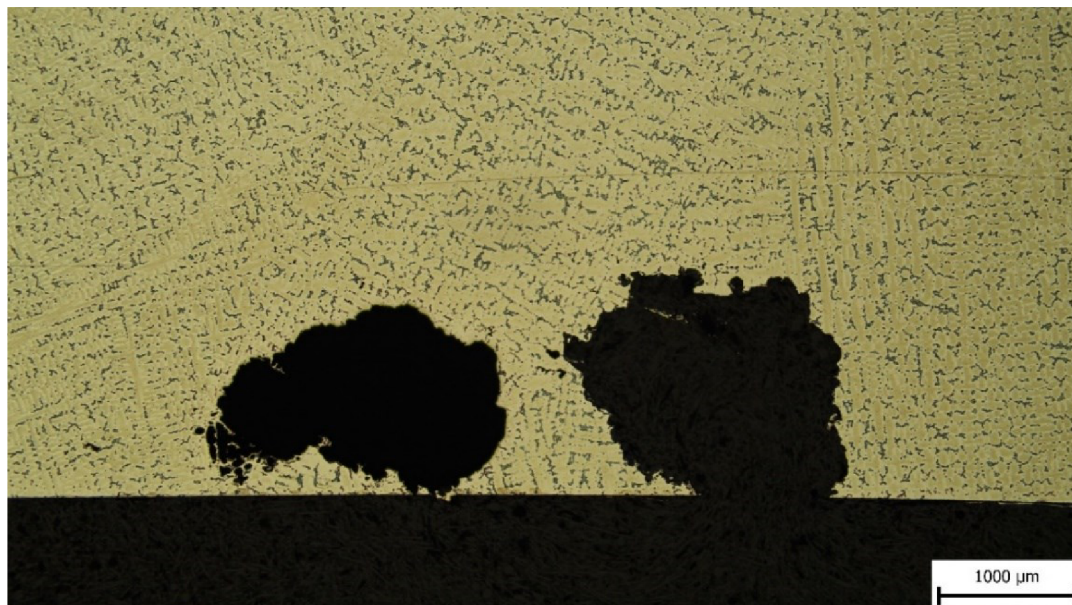
Obr. 30 Naleptaný vzorek 7A při zvětšení 200x.

Za pomoci vizuální kontroly bylo zjištěno, že nejvíce napadeným vzorkem je austenitická ocel 1.4309, což také potvrzují metalografické výbrusy. Obdobně jako u duplexních ocelí byl i zde zkoumán celý obvod vzorku. Na **obr. 31** je zobrazena nejvýznamnější nalezená důlková koroze. Na levé straně se nachází podpovrchový typ důlkové koroze. Větší z důlků je pak typ eliptický, jehož šířka je v nejširším místě 2540 μm a hloubka 1240 μm.



Obr. 31 Naleptaný vzorek austenitické oceli 1.4309 při zvětšení 25,6x.

Poslední výbrus byl proveden na vzorku niklové slitiny Inconel 718 a je zobrazen na **obr. 32**. Na levé straně je podpovrchový typ důlkové koroze, jehož vstup se pravděpodobně nachází v jiné rovině, než byl proveden řez. Rozměry jsou 2060 μm na 1350 μm . Na pravé straně je pak typ na pomezí eliptického tvaru a takzvaného podřezávání. Z výbrusu není patrné, že by se koroze šířila podél hranice zrna nebo že by ji nějak ovlivňovaly precipitáty.



Obr. 32 Naleptaný vzorek Inconelu 718 při zvětšení 25,6x.

5.5 Hmotnostní vyhodnocení

Poslední způsob zhodnocení bude proveden výpočtem hmotnostních úbytků, které byly způsobeny korozním napadením v průběhu zkoušky. Jednotlivé naměřené hmotnosti před a po zkoušce byly vloženy do **tab. 10**. Z těchto hodnot byly vypočítány průměrné hodnoty, na základě kterých byly dopočítány hmotnostní úbytky. Dále byla z jednotlivých naměřených hodnot vypočítána směrodatná odchylka. Do tabulky byly také přidány hodnoty PRE_w pro snadnější porovnání reálné odolnosti s touto teoretickou hodnotou.

Tab. 10 Naměřené hmotnosti vzorků a jejich úbytky.

Před korozní zkouškou					
Slitina	5A	6A	7A	1.4309	Inconel 718
Hmotnost [g]	48,0214	48,3364	48,8447	48,9151	50,5083
	48,0196	48,3357	48,8437	48,9152	50,5083
	48,0193	48,3361	48,8437	48,9152	50,5081
Průměr [g]	48,0201	48,3361	48,8440	48,9152	50,5082
Směrodatná odchylka [g]	0,0009	0,0003	0,0005	0,0001	0,0001
Po korozní zkoušce					
Hmotnost [g]	48,0166	48,333	48,8432	45,3448	47,9592
	48,0162	48,3326	48,844	45,3452	47,9592
	48,016	48,3325	48,8431	45,3449	47,9588
Průměr [g]	48,0163	48,3327	48,8434	45,3450	47,9591
Směrodatná odchylka [g]	0,0002	0,0002	0,0004	0,0002	0,0002
Hmotnostní úbytek [g]	0,0038	0,0034	0,0006	3,5702	2,5492
PRE_w [-]	42,4	40,8	47,9	20,4	-

Duplexní oceli dosahují velmi malých hmotnostních úbytků v řádu maximálně tisícín gramu. V případě hyper duplexní oceli byl naměřen úbytek 0,0006 g, což je podobná hodnota jako vypočítaná směrodatná odchylka. Z tohoto plyne, s přihlédnutím na přesnost váhy, že hmotnostní úbytek hyper duplexní oceli je na hranici měřitelnosti.

Dle hodnot PRE_w , které jsou uvedeny v **tab. 10**, lze konstatovat, že předpokládané korozní odolnosti, na základě chemického složení, jsou víceméně správné. Předchozí tvrzení vyvrací duplexní ocel třídy 5 (úbytek 0,0038 g), která má dle výpočtu o něco vyšší PRE_w než třída 6 (úbytek 0,0034 g), zároveň má ale i vyšší hmotnostní úbytek. Je však nutné zmínit, že korozní odolnost dále ovlivňují také vměstky, které mohou mít vliv i na tyto úbytky. Rozdíl těchto úbytků je ale tak malý, že jej lze zanedbat a předpoklad korozní odolnosti, na základě chemického složení, je tedy správný. Toto potvrzuje hyper duplexní ocel, která má nejvyšší hodnotu PRE_w a nejnižší úbytek.

Austenitická ocel dosáhla dle předpokladů, opět na základě PRE_w , vyššího hmotnostního úbytku ve výši 3,5702 g v porovnání s duplexními ocelmi. Avšak tento úbytek je enormně vyšší, a to téměř 670x oproti duplexní oceli ASTM A890 5A.

Inconel 718 dosáhl úbytku 2,5492 g. Pro lepší představu, pokud by byl vystaven podobnému prostředí odlitek o hmotnosti 10 kg, byl by jeho úbytek zhruba 0,5 kg. Jedná se tedy o velmi vysoký hmotnostní úbytek.

ZÁVĚR

Cílem práce bylo ověřit korozní odolnost odlité hyper duplexní oceli ASTM A890 7A a porovnat ji s dalšími slitinami. Mezi tyto slitiny byly vybrány super duplexní oceli třídy 5 a 6, austenitická ocel 1.4309 a niklová slitina Inconel 718.

Pro testování byla nejprve zvolena korozní zkouška dle normy ASTM G48, a to z důvodu její vhodnosti pro zkoušení odolnosti slitin používaných v prostředí mořské vody. Na základě této normy byly ze slitin zhotoveny zkušební vzorky, které byly vystaveny 6% roztoku chloridu železitého při zvýšené teplotě 50 °C po dobu 72 h.

Po provedení experimentální zkoušky bylo realizováno vizuální vyhodnocení, při kterém bylo zjištěno signifikantní korozní napadení způsobené důlkovou korozi u austenitické oceli a Inconelu 718. V rámci vizuálního vyhodnocení nebylo zjištěno téměř žádné poškození vzorků duplexních ocelí. Lze tak konstatovat, že v definovaném prostředí za teploty 50 °C jsou odolnější duplexní oceli oproti austenitické oceli a Inconelu 718.

Z důvodu nenalezené koroze na duplexních ocelích byly dále zhotoveny metalografické výbrusy, které byly zkoumány optickým světelným mikroskopem Neophot 32. Na základě těchto výbrusů bylo potvrzeno, že duplexní oceli nebyly napadeny korozi, kterou by bylo možné identifikovat tímto mikroskopem.

Poslední způsob vyhodnocení byl proveden výpočtem hmotnostních úbytků. Překvapivě významně vysoký úbytek ve výši 2,5492 g byl naměřen u niklové slitiny Inconel 718. U hyper duplexní oceli byl zjištěn nejnižší hmotnostní úbytek ve výši 0,0006 g. Nepatrně horšího výsledku dosáhla super duplexní ocel třídy 5 s úbytkem 0,0038 g. Téměř stejná hodnota byla naměřena i u super duplexní oceli třídy 6. V rámci práce byla rovněž vypočítána teoretická hodnota PRE_w vyjadřující odolnost ocelí vzhledem ke koroznímu prostředí obsahující chloridy. Na základě těchto výpočtů byla předpokládána největší odolnost u hyper duplexní oceli, což tato zkouška potvrdila. Avšak úbytky duplexních ocelí a i jejich rozdíly byly minimální, a proto by bylo vhodné provést obdobnou zkoušku, ale za vyšší teploty, při které by mohlo dojít ke ztrátě odolnosti některé z ocelí.

Na základě experimentu lze však konstatovat, že nejvhodnější slitinou pro odlitky používané při zpracování ropy v prostředí mořské vody za mírně zvýšené teploty je hyper duplexní ocel. Důležité je podotknout, že korozní odolnost ovlivňuje mnohem více faktorů, například mikročistota oceli, která v rámci této práce nebyla řešena. Před aplikací tohoto materiálu do slévárenské praxe je vhodné provést další experimenty zahrnující i tyto zmíněné vlivy.

Dle předešlých poznatků lze vyvodit, že koroze kovů je aspekt, kterému je potřeba věnovat patřičnou pozornost. Může vést k selhání odlitků, což může mít až katastrofální následky. V neposlední řadě způsobuje značné ekonomické ztráty. Z tohoto důvodu je nutné dále vyvíjet korozně odolnější materiály.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

1. ČÍHAL, Vladimír. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. 1999. Praha: Academia. ISBN 80-200-0671-0.
 2. PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
 3. UNIVERZITA KARLOVA. *Vedení proudu v kapalinách*. online. In: Vedení proudu v kapalinách. Dostupné z: https://physics.mff.cuni.cz/kfpp/skripta/kurz_fyziky_pro_DS/display.php/elmag/7_4. [cit. 2023-11-26].
 4. MENDELOVA UNIVERZITA V BRNĚ. *Rozdělení koroze*. online. In: . 2023. Dostupné z: http://web2.mendelu.cz/af_291_projekty2/vseo/print.php?page=3603&typ=html. [cit. 2023-11-26].
 5. ELUC. *Zdroje napětí*. online. In: . Dostupné z: <https://eluc.ikap.cz/verejne/lekce/419>. [cit. 2023-11-26].
 6. *Koroze kovů a metody, jak ji zabránit*. online. In: PCC. 2022. Dostupné z: <https://www.products.pcc.eu/cs/academy/koroze-kovu-a-metody-jak-ji-zabranit/>. [cit. 2023-11-20].
 7. D&DCOATINGS. *What is Pitting Corrosion?*. online. In: . 2023. Dostupné z: <https://www.ddcoatings.co.uk/2276/what-is-pitting-corrosion>. [cit. 2023-11-24].
 8. BEHÄLTER. *Pitting corrosion and rust: What are the causes and solutions?*. online. In: . 2023. Dostupné z: <https://www.behaelter-kg.de/en/insights/Pitting-corrosion-and-rust-on-stainless%20steel-What-are-the-causes-and-solutions.html>. [cit. 2023-11-24].
 9. ŠENBERGER, Jaroslav; BŮŽEK, Zdeněk; ZÁDĚRA, Antonín; STRÁNSKÝ, Karel a KAFKA, Václav. *Metallurgie oceli na odlitky*. VUTIUM, 2008. ISBN 978-80-214-3632-9.
 10. WEBCORR. *Different Types of Corrosion*. online. In: . 2023. Dostupné z: https://www.corrosionclinic.com/types_of_corrosion/pitting_corrosion.htm. [cit. 2023-11-24].
 11. GUNN, Robert N. *Duplex Stainless Steels: Microstructure, properties and applications*. Cambridge: Abington Publishing, 1997. ISBN 1855733188.
 12. LIU, Heng; FENG, Cunao; WANG, Zening; ZHANG, Yi; ZHANG, Dekun et al. Study of fretting-initiated crevice corrosion and crevice corrosion affected fretting of stainless steel. online. *Corrosion science*. 2023, roč. 225, s. 111586. ISSN 0010-938X. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111586>. [cit. 2024-02-28].
 13. LPD LAB SERVICES. *Galvanic, Pitting and Crevice Corrosion*. online. In: . 2024. Dostupné z: https://www.lpdlabservices.co.uk/problem_solving/typical_technical_expertise/pitting_galvanic_corrosion.php. [cit. 2024-02-28].
 14. BETTS, A. a BOULTON, L. Crevice corrosion: review of mechanisms, modelling, and mitigation. online. *British Corrosion Journal*. 2013, roč. 28, č. 4, s. 279-296. ISSN 0007-0599. Dostupné z: <https://doi.org/10.1179/000705993799156299>. [cit. 2024-03-28].
 15. MOHYLA, Miroslav. *Technologie povrchových úprav kovů*. Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, 1995. ISBN 80-7078-267-6.
-

16. KŘÍŽ, Antonín. POVRCHOVÉ ÚPRAVY – PROCESY GALVANIZACE, NÁTĚRY, PVD – CVD DEPOZICE. online. In: . Dostupné z: http://users.fs.cvut.cz/libor.benes/vyuka/mattech/povrchy_a_povrchove_upravu.pdf. [cit. 2024-03-29].
17. RUML, Vladimír a SOUKUP, Miroslav. *Galvanické pokovování*. Praha: Nakladatelství technické literatury, 1981. ISBN 04-614-81.
18. KUDĚLKA, Vladimír; BALEJ, Zdeněk; OPLETAL, Jan; MYŠÁK, Martin a VLHOVÁ, Naděžda. *KOROZIVZDORNÉ OCELI, VLASTNOSTI A ROZDĚLENÍ*. online. In: . 2023. Dostupné z: http://www.cws-anb.cz/docu/texty/0000/000032_121-korozivzdorne-oceli-1.pdf. [cit. 2023-11-24].
19. MALLER, R.R. Passivation of stainless steel. online. *Trends in food science & technology*. 2007, roč. 18, s. 112-115. ISSN 0924-2244. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.tifs.2006.11.020>. [cit. 2024-03-05].
20. GUDIĆ, Senka; VRSALOVIĆ, Ladislav; MATOŠIN, Ante; KROLO, Jure; OGUZIE, Emeka et al. Corrosion Behavior of Stainless Steel in Seawater in the Presence of Sulfide. online. *Applied sciences*. 2023, roč. 13, č. 7, s. 4366. ISSN 2076-3417. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/app13074366>. [cit. 2024-03-05].
21. YANG, Lijing; DU, Wenwen; WU, Minghua; HE, Jin; YU, Guohong et al. Study of the Passivation Film on S32750 Super-Duplex Stainless Steel Exposed in a Simulated Marine Atmosphere. online. *Coatings*. 2022, roč. 12, č. 10. ISSN 2079-6412. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/coatings12101430>. [cit. 2024-03-24].
22. KONSTRUKCE. *Korozní napadení korozivzdorných ocelí v důsledku svařování*. online. In: . c2002-2023. Dostupné z: <https://konstrukce.cz/materialy-a-technologie/korozni-napadeni-korozivzdornych-oceli-v-dusledku-svarovani-103>. [cit. 2023-11-24].
23. MM PRŮMYSLOVÉ SPEKTRUM. *Vliv kvality povrchu na korozní odolnost korozivzdorných ocelí*. online. In: . c2001-2024. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/vliv-kvality-povrchu-na-korozni-odolnost-korozivzdornych-oceli>. [cit. 2024-04-13].
24. CWS ANB: *VLIV ZBARVENÝCH PÁSEM KOLEM SVARŮ NA VLASTNOSTI SVARU I JEHO TEPELNĚ OVLIVNĚNÉ OBLASTI*. online. In: . c2006-2024. Dostupné z: <http://www.cws-anb.cz/t.py?t=2&i=550>. [cit. 2024-04-16].
25. AUSTRALIAN STAINLESS STEEL DEVELOPMENT ASSOCIATION. *Pickling and Passivation*. online. In: . 2023. Dostupné z: <https://www.assda.asn.au/stainless-steel/surface-finishes/pickling-and-passivation>. [cit. 2024-04-13].
26. Moření a pasivace korozivzdorných ocelí. online. In: *Materiály a jejich použití*. Euro Inox, 2007. ISBN 978-2-87997-139-1. Dostupné z: https://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/Euro_Inox/Passivating_Pickling_CZ.pdf. [cit. 2024-04-14].
27. *Schaeffler, De Long, and WRC welding diagrams - which steels can be used?*. online. In: *Engineering*. 2015. Dostupné z: <https://engineering.stackexchange.com/questions/6545/schaeffler-de-long-and-wrc-welding-diagrams-which-steels-can-be-used>. [cit. 2024-01-20].
28. *Svařování korozivzdorné oceli*. online, Bakalářská práce. Zlín: Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně, 2020. Dostupné z: <http://hdl.handle.net/10563/48796>. [cit. 2024-01-20].

-
29. FARRAR, J. C. M. *The Measurement of Ferrite Number (FN) in Real Weldments — Final Report*. online. In: SpringerLink. 2013. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF03263405>. [cit. 2024-01-27].
 30. NEONICKEL. *Ferrite Content in Austenitic Stainless Steels*. online. In: . Dostupné z: <https://www.neonickel.com/technical-resources/general-technical-resources/ferrite-content-austenitic-stainless-steels/>. [cit. 2024-01-27].
 31. Metallurgical Aspects of Welding. online. In: *Applied Metallurgy and Corrosion Control*. Indian Institute of Metals Series, 2017. ISBN 978-981-10-4684-1. Dostupné z: https://link-springer-com.ezproxy.lib.vutbr.cz/chapter/10.1007/978-981-10-4684-1_7#citeas. [cit. 2024-01-27].
 32. ÚŘAD PRO TECHNICKOU NORMALIZACI, METROLOGII A STÁTNÍ ZKUŠEBNICTVÍ. *Odlitky z korozivzdorných ocelí*. 2019.
 33. DERAZKOLA, Hamed; GARCÍA GIL, Eduardo; MURILLO-MARRODÁN, Alberto a MÉRESSE, Damien. Review on Dynamic Recrystallization of Martensitic Stainless Steels during Hot Deformation: Part I—Experimental Study. online. *Metals*. 2021, roč. 11, č. 4. ISSN 2075-4701. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/met11040572>. [cit. 2024-03-29].
 34. Stainless Steels: Martensitic. online. In: GARRISON, W.M. a AMUDA, M.O.H. *Materials Science and Materials Engineering*. Elsevier, 2017. ISBN 9780128035818. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780128035818025273>. [cit. 2023-12-24].
 35. XOMETRY. *Austenitic Stainless Steel: Definition, Composition, Types, Grades, Properties, and Applications*. online. In: . 2023. Dostupné z: <https://www.xometry.com/resources/materials/austenitic-stainless-steel/>. [cit. 2024-03-31].
 36. HAN, Ying; LIU, Zheng-Hong; WU, Chun-Bo; ZHAO, Yu; ZU, Guo-Qing et al. A short review on the role of alloying elements in duplex stainless steels. online. *Tungsten*. 2023, roč. 5, č. 4, s. 419-439. ISSN 2661-8028. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s42864-022-00168-z>. [cit. 2024-03-25].
 37. ROGEN, Francis. *Corrosion of Duplex Stainless Steels - A Practical Guide for Engineers*. 2018. ISBN 978-1-57590-369-9.
 38. LIMA, Hillane; TAVARES, Sérgio; MARTINS, Marcelo a ARAÚJO, Walney. The effect of copper addition on the corrosion resistance of cast duplex stainless steel. online. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019, roč. 8, č. 2, s. 2107-2119. ISSN 22387854. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.01.018>. [cit. 2024-04-23].
 39. WRC-1992 diagram. online. In: . Dostupné z: https://www.researchgate.net/figure/WRC-1992-diagram-Kotecki-Siewert-1992-The-FN-prediction-is-only-accurate-for_fig4_326557304. [cit. 2024-01-27].
 40. KOTECKI, D. a SIEWERT, T. *WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram*. online. In: . 1992. Dostupné z: http://files.aws.org/wj/supplement/WJ_1992_05_s171.pdf. [cit. 2024-01-27].
 41. *Mechanical Properties and Microstructure of Austenite—Ferrite Duplex Stainless Steel Hybrid (Laser + GMAW) and SAW Welded Joint*. online. In: ProQuest. 2023. Dostupné z: <https://www.proquest.com/docview/2799664477?pq-origsite=primo&sourcetype=Scholarly%20Journals>. [cit. 2024-01-27].
-

-
42. KAHAR, Sunil. Duplex Stainless Steels-An overview. online. *Int. Journal of Engineering Research and Application*. 2017, č. 7, s. 27-36. ISSN 2248-9622. Dostupné z: <https://doi.org/10.9790/9622-0704042736>. [cit. 2024-03-21].
 43. ALLOY CASTING INDUSTRIES. *Duplex Stainless*. online. In: . Dostupné z: <https://www.alloycasting.com/what-we-pour/duplex-stainless>. [cit. 2024-03-27].
 44. RESEARCHGATE. *Corrosion Resistance and Mechanical Properties of TIG and A-TIG Welded Joints of Lean Duplex Stainless Steel S82441 / 1.4662*. online. In: . 2016. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/304997402_Corrosion_Resistance_and_Mechanical_Properties_of_TIG_and_A-TIG_Welded_Joints_of_Lean_Duplex_Stainless_Steel_S82441_14662. [cit. 2024-01-21].
 45. KARLSSON, Leif. Welding Duplex Stainless Steels — A Review Of Current Recommendations. online. *Welding in the World*. 2012, roč. 56, č. 5-6, s. 65-76. ISSN 0043-2288. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/BF03321351>. [cit. 2024-03-19].
 46. WEN, Songqing; WEN, Songqing; HARIHARAN, Vasudevan; HARIHARAN, Vasudevan; WEN, Songqing et al. *Metallurgical Evaluation of Cast Duplex Stainless Steels and their Weldments: Final Report, Volume 1, Metallurgical Evaluation of Cast Duplex Stainless Steels and their Weldments*. online. In: . 2005. Dostupné z: <https://www.osti.gov/biblio/861930>. [cit. 2024-03-27].
 47. PANAGOPOULOS, Argyris; LOIZIDOU, Maria a HARALAMBOUS, Katherine-Joanne. Stainless Steel in Thermal Desalination and Brine Treatment: Current Status and Prospects. online. *Metals and Materials International*. 2020, roč. 26, č. 10, s. 1463-1482. ISSN 1598-9623. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s12540-019-00398-w>. [cit. 2024-03-24].
 48. RAJ, P.; NAVANEETHKRISHNAN, P.; SEKAR, K. a JOSEPH, M. Comparative study of mechanical, corrosion and erosion—corrosion properties of cast hyper-duplex and super-duplex stainless steels. online. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2020, roč. 27, č. 7, s. 954-961. ISSN 1674-4799. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s12613-020-1984-5>. [cit. 2024-03-31].
 49. RAJ P, Nithin; K, Sekar a JOSEPH, M. Effect of temperature on microstructure evolution and localized corrosion resistance of high tungsten hyper duplex stainless steel. online. *Materials Research Express*. 2019, roč. 6, č. 11. ISSN 2053-1591. Dostupné z: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab4959>. [cit. 2024-03-27].
 50. PAULRAJ, Prabhu a GARG, Rajnish. EFFECT OF INTERMETALLIC PHASES ON CORROSION BEHAVIOR AND MECHANICAL PROPERTIES OF DUPLEX STAINLESS STEEL AND SUPER-DUPLEX STAINLESS STEEL. online. *Advances in Science and Technology Research Journal*. 2015, roč. 9, s. 87-105. ISSN 2080-4075. Dostupné z: <https://doi.org/10.12913/22998624/59090>. [cit. 2024-04-27].
 51. MASLAK, Mariusz; STANKIEWICZ, Marek a SLAZAK, Benedykt. Duplex Steels Used in Building Structures and Their Resistance to Chloride Corrosion. online. *Materials*. 2021, roč. 14, č. 19. ISSN 1996-1944. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/ma14195666>. [cit. 2024-05-19].
 52. BANAS, Jacek a MAZURKIEWICZ, Andrzej. The effect of copper on passivity and corrosion behaviour of ferritic and ferritic–austenitic stainless steels. online. *Materials Science and Engineering: A*. 2000, roč. 277, č. 1-2, s. 183-191. ISSN 09215093. Dostupné z: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00530-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00530-4). [cit. 2024-05-10].
-

-
53. CHAN, Kai a TJONG, Sie. Effect of Secondary Phase Precipitation on the Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steels. online. *Materials*. 2014, roč. 7, č. 7, s. 5268-5304. ISSN 1996-1944. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/ma7075268>. [cit. 2024-04-27].
 54. PAN, Jinshan. Studying the Passivity and Breakdown of Duplex Stainless Steels at Micrometer and Nanometer Scales – The Influence of Microstructure. online. *Frontiers in Materials*. 2020, roč. 7. ISSN 2296-8016. Dostupné z: <https://doi.org/10.3389/fmats.2020.00133>. [cit. 2024-04-25].
 55. WANG, Hang; WANG, Aiqin; LI, Changyi; YU, Xingsheng; XIE, Jingpei et al. Effects of rare earth metals on microstructure, mechanical properties, and pitting corrosion of 27% Cr hyper duplex stainless steel. online. *REVIEWS ON ADVANCED MATERIALS SCIENCE*. 2022, roč. 61, č. 1, s. 873-887. ISSN 1605-8127. Dostupné z: <https://doi.org/10.1515/rams-2022-0284>. [cit. 2024-04-27].
 56. DE BARTOLOMEIS, Andrea; NEWMAN, Stephen; JAWAHIR, I.S.; BIERMANN, Dirk a SHOKRANI, Alborz. Future research directions in the machining of Inconel 718. online. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021, roč. 297. ISSN 09240136. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117260>. [cit. 2024-03-26].
 57. ANBARASAN, N.; GUPTA, Bikash; PRAKASH, S.; MUTHUKUMAR, P.; OYYARAVELU, R. et al. Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Inconel 718. online. *Materials Today: Proceedings*. 2018, roč. 5, č. 2, s. 7716-7724. ISSN 22147853. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.448>. [cit. 2024-05-16].
 58. ZHONG, Chongliang; KITTEL, Jochen; GASSER, Andres a SCHLEIFENBAUM, Johannes. Study of nickel-based super-alloys Inconel 718 and Inconel 625 in high-deposition-rate laser metal deposition. online. *Optics & Laser Technology*. 2019, roč. 109, s. 352-360. ISSN 00303992. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.08.003>. [cit. 2024-03-31].
 59. SOUSA, Vitor; FERNANDES, Filipe; SILVA, Francisco; COSTA, Rúben; SEBBE, Naiara et al. Wear Behavior Phenomena of TiN/TiAlN HiPIMS PVD-Coated Tools on Milling Inconel 718. online. *Metals*. 2023, roč. 13, č. 4. ISSN 2075-4701. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/met13040684>. [cit. 2024-03-26].
 60. SOFFEL, F.; EISENBARTH, D.; HOSSEINI, E. a WEGENER, K. Interface strength and mechanical properties of Inconel 718 processed sequentially by casting, milling, and direct metal deposition. online. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021, roč. 291. ISSN 09240136. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.117021>. [cit. 2024-03-26].
 61. BESCOAST. *High Precision Inconel Castings*. online. In: . 2023. Dostupné z: <https://www.bescast.com/bescast-capabilities/inconel-castings/>. [cit. 2024-03-31].
 62. KHAN, M.; SUNDARRAJAN, S.; NATARAJAN, S.; PARAMESWARAN, P. a MOHANDAS, E. Oxidation and Hot Corrosion Behavior of Nickel-Based Superalloy for Gas Turbine Applications. online. *Materials and Manufacturing Processes*. 2014, roč. 29, č. 7, s. 832-839. ISSN 1042-6914. Dostupné z: <https://doi.org/10.1080/10426914.2014.901530>. [cit. 2024-05-16].
 63. TECHNOLAB. *Salt Fog Test*. online. In: . Dostupné z: <https://www.technolab.de/salt-fog-test.php>. [cit. 2024-03-04].
 64. NÁRODNÍ ZDRAVOTNICKÝ INFORMAČNÍ PORTÁL. *PH*. online. In: . 2024. Dostupné z: <https://www.nzip.cz/rejstrikovy-pojem/2295>. [cit. 2024-03-04].
-

65. ČESKÁ AGENTURA PRO STANDARDIZACI. *Stanovení odolnosti korozivzdorných ocelí mezikrytalové korozi - Část 1: Korozivzdorné austenitické a feriticko-austenitické (dvoufázové) oceli - Zkouška koroze v kyselině dusičné měřením úbytku hmotnosti (Huey-test)*. 2000.
66. ČESKÁ AGENTURA PRO STANDARDIZACI. *Stanovení odolnosti korozivzdorných ocelí vůči mezikrytalové korozi - Část 2: Feritické, austenitické a feriticko-austenitické (dvoufázové) oceli - Korozní zkouška v prostředí obsahujícím kyselinu sírovou*. 1999.
67. ASTM INTERNATIONAL. *Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution*. 2015.
68. ASTM INTERNATIONAL. *Standard Specification for Castings, Iron-Chromium-Nickel-Molybdenum Corrosion-Resistant, Duplex (Austenitic/Ferritic) for General Application*. online. In: . Dostupné z: <https://img.jeawincdn.com/resource/upfiles/115/files/download/astm-a890-series.pdf>. [cit. 2024-05-10].
69. SPECIAL METALS CORPORATION. *Inconel alloy 718*. online. In: . 2007. Dostupné z: <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/inconel-alloy-718.pdf>. [cit. 2024-05-10].
70. *Citace PRO*. In: . Dostupné také z: <https://www.citacepro.com/>.

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK
Symboly

Označení	Legenda	Jednotka
γ	Austenitická fáze	[-]
α	Feritická fáze	[-]
L	Liquid	[-]
δ	Delta ferit	[-]
σ	Sigma fáze	[-]
χ	Chí fáze	[-]
γ_2	Sekundární austenit	[-]
ε	Epsilon fáze	[-]
$Cr_{ekv.}$	Ekvivalent chromu	[%]
$Ni_{ekv.}$	Ekvivalent niklu	[%]

Zkratky

Označení	Legenda
ASTM	American Society for Testing and Materials
PRE	Pitting resistance equivalent
FCC	Face centred cubic
BCC	Body centred cubic
FN	Ferrite number
AISI	American Iron and Steel Institute
ČSN	Česká technická norma
TOO	Tepelně ovlivněná oblast